

VŠB – Technická univerzita Ostrava
Fakulta strojní
Katedra mechanické technologie

**Ověření vlastností tepelně ovlivněné oblasti oceli P92 s využitím
simulátoru teplotních cyklů**

**Properties Verification of HAZ of Steel P92 Using the Simulator
of Thermal Cycles**

Student: Bc. Martin Vrážel
Vedoucí diplomové práce: doc. Ing. Petr Mohyla, Ph.D.

Ostrava 2016

Zadání diplomové práce

Student: **Bc. Martin Vrážel**
Studijní program: N2301 Strojní inženýrství
Studijní obor: 2303T002 Strojírenská technologie
Specializace: 20 Strojírenská technologie
Téma: **Ověření vlastností tepelně ovlivněné oblasti oceli P92 s využitím
simulátoru teplotních cyklů
Properties Verification of HAZ of Steel P92 Using the Simulator of
Thermal Cycles**
Jazyk vypracování: čeština

Zásady pro vypracování:

1. Zpracujte studii týkající se martenzitických žárovevných ocelí se zaměřením na ocel P92
2. Zpracujte rozbor teplotních cyklů a tepelně ovlivněné oblasti svarových spojů
3. Proveďte modelování teplotních cyklů na simulátoru
4. Proveďte mikrostrukturní analýzu a měření mechanických vlastností
5. Vyhodnoťte dosažené výsledky a vyslovte závěry

Seznam doporučené odborné literatury:

KOUKAL, J. a kol. *Svařitelnost a vlastnosti svarových spojů 9%Cr modifikovaných žárovevných ocelí*. VŠB – TUO, Ostrava, 2011, ISBN 978-80-248-2474-1
KUČERA, J. *Teorie svařování*. Skripta VŠB. Ostrava: VŠB – TUO, 1991, 408 s.
KOUKAL, J., ZMYDLENÝ, T. *Svařování I*. skripta VŠB – TUO, Ostrava, 2005, ISBN 80-248-0870-6
Odborné články z konferencí METAL, CREEP, COST, LIEGE Conference, aj.

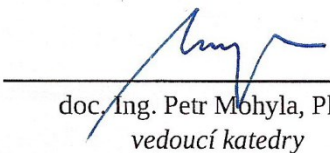
Formální náležitosti a rozsah diplomové práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.


Vedoucí diplomové práce: **doc. Ing. Petr Mohyla, Ph.D.**

Datum zadání: 11.12.2015

Datum odevzdání: 16.05.2016




doc. Ing. Petr Mohyla, Ph.D.
vedoucí katedry


doc. Ing. Ivo Hlavatý, Ph.D.
děkan fakulty

Místopřísežné prohlášení studenta

Prohlašuji, že jsem celou diplomovou práci včetně příloh vypracoval samostatně pod vedením vedoucího diplomové práce a uvedl jsem všechny použité podklady a literaturu.



V Ostravě: 16. 5. 2016

.....
podpis studenta

Prohlašuji, že

- jsem byl seznámen s tím, že na moji diplomovou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb., autorský zákon, zejména § 35 – užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního a § 60 – školní dílo;
- beru na vědomí, že Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava (dále jen „VŠB-TUO“) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě diplomovou práci užít (§ 35 odst. 3);
- souhlasím s tím, že diplomová práce bude v elektronické podobě uložena v Ústřední knihovně VŠB-TUO k nahlédnutí a jeden výtisk bude uložen u vedoucího diplomové práce. Souhlasím s tím, že údaje o kvalifikační práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB-TUO;
- bylo sjednáno, že s VŠB-TUO, v případě zájmu z její strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu § 12 odst. 4 autorského zákona;
- bylo sjednáno, že užít své dílo – diplomovou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB-TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB-TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše);
- beru na vědomí, že odevzdáním své práce souhlasím se zveřejněním své práce podle zákona č. 111/1998 Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (zákon o vysokých školách), ve znění pozdějších předpisů, bez ohledu na výsledek její obhajoby.

V Ostravě: 16. 5. 2016



.....
podpis

Jméno a příjmení autora práce: Martin Vrážel

Adresa trvalého pobytu autora práce: Nový Hrozenkov 704

ANOTACE DIPLOMOVÉ PRÁCE

VRÁŽEL, M. *Ověření vlastností tepelně ovlivněné oblasti oceli P92 s využitím simulátoru teplotních cyklů: diplomová práce.* Ostrava: VŠB – Technická univerzita Ostrava, Fakulta strojní, Katedra mechanické technologie, 2016, 77 s. Vedoucí práce: Mohyla, P.

Diplomová práce se skládá ze dvou částí. První část se zabývá problematikou martenzitických žáropevných ocelí se zaměřením na ocel P92. V závěru teoretické části jsou popsány teplotní cykly při svařování a tepelně ovlivněná oblast svarových spojů. Cílem experimentální části je simulace teplotních cyklů svařování metodou TIG na vzorcích z oceli P92. Namodelované teplotní cykly odpovídaly pásmu normalizace tepelně ovlivněné oblasti. Vzorky se stejným simulovaným teplotním cyklem svařování a s rozdílným tepelným zpracováním byly podrobeny mechanickým zkouškám a analýze mikrostruktury. Závěr práce obsahuje vyhodnocení získaných výsledků z mechanických zkoušek a mikrostrukturní analýzy.

ANNOTATION OF MASTER THESIS

VRÁŽEL, M. *Properties Verification of HAZ of Steel P92 Using the Simulator of Thermal Cycles: Master Thesis.* Ostrava: VŠB – Technical University of Ostrava, Faculty of Mechanical Engineering, Department of Mechanical Technology, 2016, 77 p. Thesis head: Mohyla, P.

Master thesis consists of two parts. The first part describes creep resistant steels, mostly steel P92. Thermal cycles of welding and heat affected zones of the welds are described in the end of the theoretical part. Simulation of TIG welding thermal cycles on steel P92 samples is the goal of the experimental part. Modeled thermal cycles correspond to the fine grained zone of the heat affected zone. The samples with the same simulated thermal cycle of welding and with different heat treatment were subjected to mechanical tests and microstructural analysis. The evaluations of results of mechanical tests and microstructural analysis is contained in the end of the thesis.

OBSAH

	strana
Seznam použitých značek, zkratk a symbolů	7
Úvod	8
<u>1 Moderní žárupevné oceli</u>	<u>9</u>
1.1 Vliv chemického složení na vlastnosti 9 až 12% Cr ocelí	12
1.2 Oceli pro vysokotlaké komory a parovody	18
<u>2 Svařitelnost moderních žárupevných ocelí</u>	<u>19</u>
2.1 Svařování ocelí T/P 91, T/P 92 a VM 12 – SHC	19
<u>3 Mikrostruktura a tepelné zpracování 9 až 12% ocelí</u>	<u>21</u>
3.1 Změny mikrostruktury v průběhu creepové expozice	26
<u>4 Tváření - ohýbání trubek z oceli P92</u>	<u>30</u>
<u>5 Aplikační omezení žárupevné oceli P92</u>	<u>33</u>
<u>6 Teplotní cykly a tepelně ovlivněné oblasti svarových spojů</u>	<u>39</u>
6.1 Teplotní cykly při svařování.....	39
6.2 Tepelně ovlivněné oblasti svarových spojů.....	43
 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST	
<u>7 Modelování teplotních cyklů na simulátoru</u>	<u>48</u>
<u>8 Měření mechanických vlastností a mikrostrukturní analýza</u>	<u>56</u>
8.1 Výsledky zkoušek vrubové houževnatosti	57
8.2 Výsledky zkoušek tvrdosti	59
8.3 Mikrostrukturní analýza	60
<u>9 Diskuse dosažených výsledků</u>	<u>65</u>
Závěr	68
Seznam použité literatury	70

SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ, ZNAČEK A ZKRATEK

Symbol značka, zkratka	Název	Jednotka
A ₅	tažnost	[%]
CN	karbonitridy	
HV10	tvrdost podle Vickerse při zatížení 98 N	
HV30	tvrdost podle Vickerse při zatížení 294 N	
KV	nárazová práce	[J]
KCV	vrubová houževnatost	[J/cm ²]
M _f	křivka konce martenzitické přeměny	
M _s	křivka začátku martenzitické přeměny	
NO _x	oxidy dusíku	
ppm	parts per milion, 1 miliontina z celku	
R _e	mez kluzu	[MPa]
R _m	mez pevnosti v tahu	[MPa]
R _{mT}	mez pevnosti při tečení	[MPa]
R _{mT/10⁵ h/600 °C}	mez pevnosti při tečení za dobu 10 ⁵ h při teplotě 600 °C	[MPa]
R _{p0,2}	smluvní mez kluzu	[MPa]
SEM	skenovací elektronová mikroskopie	
SO ₂	oxid siřičitý	
TEM	transmisní elektronová mikroskopie	
TOO	tepelně ovlivněná oblast	
VHT	V vrub v tepelně ovlivněné oblasti	
VN	nitridy vanadu	
VWT	V vrub ve svarovém kovu	
Δt _{8/5}	doba chlazení v intervalu z 800° C do 500° C	[s]
α	ferit	
ε	poměrné prodloužení	
γ	austenit	
σ	aplikované napětí	[MPa]

ÚVOD

Alternativní zdroje energie představují příklad synergie přírody a lidí při výrobě tzv. zelené energie s minimálními negativními dopady na životní prostředí. Alternativní zdroje však dosud nejsou a pravděpodobně výhledově nebudou schopny 100 % pokrýt poptávku po elektrické energii. V otázce jaderné energetiky je dostavba jaderné elektrárny Temelín zatím odsunuta do nedohledna. Životnost jaderné elektrárny Dukovany je stanovena do roku 2025, i když je v plánu prodloužit životnost Dukovan až do roku 2035. Vzhledem k těmto faktorům lze proto očekávat investice do výstavby nových elektráren nebo modernizace stávajících elektráren na fosilní paliva (hnědé uhlí). Této energetické koncepci navíc přispívá pozitivní vývoj tržní ceny uhlí a zatím jeho dostatečné zásoby nejen u nás, ale v řadě dalších evropských zemí [1].

Vzhledem k projevům globálního oteplování a špatnému stavu životního prostředí je nezbytná energetická koncepce státu, která bude počítat s vyšší účinností výroby elektrické energie než u stávajících bloků tepelných elektráren. Čím vyšší bude účinnost výroby elektrické energie, tím menší bude spotřeba paliva na její výrobu a tím nižší emise CO₂.

Prostředkem pro zvýšení účinnosti energetických bloků je navýšení parametrů pracovní páry (teplota páry a její tlak). Teplota pracovní páry 600 °C a tlak 30 MPa jsou označeny jako ultra-super-kritické (USC) parametry [1]. Uvádí se, že u moderních energetických bloků s USC parametry páry, se dosáhne oproti stávajícím blokům zvýšení účinnosti o 6 až 8 % a snížení emisí oxidu uhličitého až o 20 % [2].

Se zvyšujícími parametry páry musí jít současně i vývoj nových typů žárovevných ocelí, které uspokojivě odolávají těmto provozním podmínkám. Je požadována vysoká dlouhodobá pevnost, vynikající creepová odolnost, charakterizována mezí pevnosti při tečení a dostatečná odolnost proti vysokoteplotní korozi. Za tímto účelem byly vyvíjeny modifikované chromové oceli s obsahem chromu 9 až 12 %. Nejznámějšími představiteli této skupiny jsou oceli P91, P92, E911 nebo VM12. Z důvodu snížení výrobní ceny kotlů byl později zahájen výzkum progresivních nízkolegovaných ocelí T/P23 a T/P24 [2].

Naše tuzemská energetická společnost ČEZ, a. s. se v roce 2006 rozhodla dostavět nový energetický blok v severočeských Ledvicích. Plánovaná investice do výstavby nového bloku o výkonu 660 MW byla 30 miliard korun a nový Ledvický blok má být nejmodernějším zařízením na výrobu elektrické energie spalující hnědé uhlí v ČR a jedno z nejdokonalejších ve střední Evropě [1]. Ocel jakosti X10CrWMoVNb9-2 (P92) zde byla použita poprvé na výrobním energetickém bloku v České republice.

1 MODERNÍ ŽÁRUPEVNÉ OCELI

Mezi moderní žárovevné oceli pro nadkritické parametry, patří modifikované nízkolegované bainitické oceli, modifikované martenzitické žárovevné oceli, nové austenitické oceli a niklové slitiny. Legováním bainitických a martenzitických ocelí niobem, titanem, dusíkem a bórem tyto oceli dosahují vysokých hodnot meze pevnosti při tečení. Wolframem jsou dolegovány i některé materiály, i když jeho vliv na dosažení vysokých hodnot R_{mT} za 10^5 nebo 2×10^5 hodin je k diskuzi podle [3].

Výběr nepoužívanějších základních materiálů pro konstrukci nových elektrárenských bloků s nadkritickými parametry je uveden v tabulce č. 1.

Tab. 1: Nepoužívanější typy základních materiálů [3]

Typ materiálu	Označení oceli
Uhlíkové oceli	P235GH P265GH
Bainitické oceli	16 Mo 3 (15020) 13 CrMo 4 – 5 (15121) 14 MoV6 – 3 (15128) 10 CrMo 9 – 10 (15313, T/P 22) 15 NiCuMoNb 5 (WB36) 7 CrWVMoNb 9 – 6 (T/P 23) 7 CrMoVTiB 10 – 10 (T/P 24)
Martenzitické oceli	X 20 CrMoV 12 – 1 (17134) X 10 CrMoVNb 9 -1 (T/P 91) X 11 CrMoWNB 9 – 1 – 1 (E 911) X 10 CrWMoVNb 9 – 2 (T/P 92) X 12 CrCoWNB 12 – 2 – 2 (VM12 – SHC)
Austenitické oceli	TP 347H FGF SUPER 304 H HR 3C DMV 310 N SANICRO 25
Niklové slitiny	Alloy 617 Alloy 740

Doporučené materiály pro výrobu dílů nadkritických kotlů a jejich teplotní limity uvádí tabulka č. 2. Z uvedeného vyplývá, že bainitické nízkolegované oceli se uvažují pro výrobu membránových stěn nadkritických kotlů pouze do pracovní teploty 550°C. Pro součásti, pracující do pracovní teploty 600°C se používají nové modifikované chromové martenzitické oceli a pro pracovní teploty 650°C niklové slitiny Alloy 617 nebo Alloy 740 [3].

Pro výrobu komor, parovodů a potrubí se do teploty 625°C předpokládá použití martenzitických ocelí. Pro teploty nad 625°C se již doporučují niklové slitiny. Ohříváky a přehříváky se budou pravděpodobně vyrábět z martenzitické oceli VM12 – SHC, která se dá použít do teploty 610°C. Pro teploty do 700°C se předpokládá výroba z austenitických ocelí a pro vyšší teploty je již nutno použít niklové slitiny [3].

Tab. 2: Teplotní limity použitelnosti vybraných základních materiálů [3]

Díl kotle	Materiál	Teplotní limit použitelnosti [°C]
Membránové stěny	13CrMo 4 – 5	540
	7 CrWVMoNb 9 – 6	550
	7 CrMoVTiB 10 – 10	550
	X10CrWMoVNB 9 – 2	590
	X12 CrCoWNB 12 – 2 – 2	600
	Alloy 617 mod.	650
Komory, parovody, potrubí, systémy	X10CrMoVNB 9 - 1	580
	X11CrMoWVNB 9 – 1 – 1	600
	X10CrWMoVNB 9 – 2	625
	Alloy 617	735
	Alloy 263	735
Ohříváky, přehříváky	X12CrCoWNB 12 – 2 – 2	610
	TP 347 H FGF	615
	Super 304H	660
	HR 3 C	670
	Sanicro 25	700
	Alloy 617	770
	Alloy 740	770

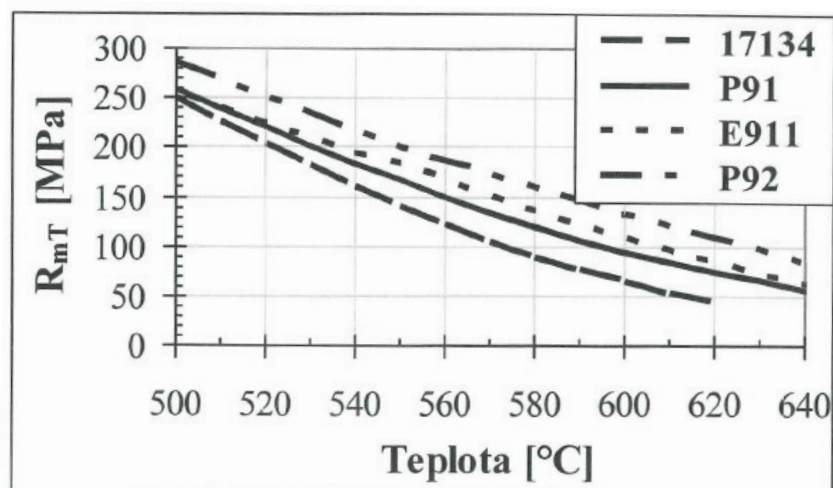
Výzkum nových žárovevných materiálů byl v posledních desetiletích zaměřen především na modifikované chromové oceli. Ty vycházejí konstitučně z 9 až 12% chromových ocelí vyvinutých během a po 2. světové válce hlavně pro chemický průmysl (oceli 17 116, 17 117 a hlavně 17 134 v ČSN, X20CrMoV12-1 v DIN) [4]. Základní představitelka chromových modifikovaných ocelí nové generace je ocel P 91(X10rMoVNBn 9-1) [5], která dosahuje oproti oceli 17 134 až dvojnásobné meze pevnosti při tečení. Té je dosaženo zejména vlivem intenzivního precipitačního zpevnění jemnými částicemi nitridu vanadu (VN). Tento nitrid se vyznačuje nízkou rychlostí hrubnutí a vysokou dlouhodobou rozměrovou stabilitou v podmínkách creepového namáhání [6]. Ocel P91 byla také jako první z těchto nových materiálů začleněna do materiálových norem, jak v ČR [7], tak i v Evropské unii (např. EN 10216-2 [8], 10028-2 [9] a USA (např. ASME 213 [10], ASME 335 [11]). Cílem vývoje těchto nových ocelí bylo dosáhnout hodnoty meze pevnosti při tečení při teplotě 600°C za 100 000 h ($R_{mT}/600/10^5$) na úrovni 100 MPa. Zatímco v případě oceli P91 této hodnoty ještě dosaženo nebylo (aktuální střední hodnota $R_{mT}/600/10^5$

uváděná v normách je 93 MPa), u později vyvinutých ocelí, evropské oceli E911, resp. japonské oceli P92 (NF 616) již byla tato limitní hodnota překročena [4]. Komerční úspěch nových materiálů na bázi 9% chromových modifikovaných ocelí dokládají celosvětové instalace jak v nových USC blocích, tak i při opravách a rekonstrukcích bloků stávajících [12].

V tabulce 3 je uvedeno srovnání chemického složení oceli X20CrMoV12-1 (17 134), jakožto původní jakosti s oceli P 91, E 911 a P 92, na obrázku 1 je srovnání meze pevnosti při tečení vybraných 9 až 12 % chromových ocelí. Z obrázku je zřejmý zejména výrazný posun meze pevnosti při tečení oceli P 91 oproti původní oceli X20, který činí cca 40 %. Dalšího zvyšování této charakteristiky u ocelí E 911 a P 92 spočívá v optimalizaci obsahu dusíku, resp. v přítomnosti boru [4].

Tab. 3: Chemické složení chromových modifikovaných ocelí v % [4]

Ocel	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Nb	N	B
17 134	0,17	0,50	0,25	10,6	0,30	0,80	0,30	0,20			
	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	0,23	1,00	0,60	12,5	0,80	1,20	0,60	0,35			
P 91	0,08	0,30	0,20	8,00	max. 0,50	0,85		0,18	0,06	0,03	
	-	-	-	-		-	-	-	-	-	-
	0,12	0,60	0,50	9,50		1,05		0,25	0,10	0,07	
E 911	0,10	0,30	0,10	8,50	0,20	0,90	0,90	0,15	0,04	0,05	0,0005
	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-0,005
	0,13	0,60	0,30	9,50	0,40	1,10	1,10	0,25	0,10	0,08	
VM12-SHC	0,10	0,15	max. 0,50	11,0	0,10	0,20	1,30	0,20	0,03	0,03	0,003
	-	-		-	-	-	-	-	-	-	-0,006
	0,14	0,45		12,0	0,40	0,40	1,70	0,30	0,06	0,07	Co=1,4 -1,8
P92	0,07	0,30	max. 0,50	8,50	max. 0,40	0,30	1,50	0,15	0,04	0,03	0,001
	-	-		-		-	-	-	-	-	-0,006
	0,13	0,60		9,50		0,60	2,00	0,25	0,09	0,07	



Obr. 1: Teplotní závislost meze pevnosti při tečení za 100 000 hodin pro vybrané typy chromových modifikovaných ocelí [4]

1.1 VLIV CHEMICKÉHO SLOŽENÍ NA VLASTNOSTI MODIFIKOVANÝCH 9% AŽ 12% CHROMOVÝCH OCELÍ

Uhlík v modifikovaných 9% Cr ocelích podporuje vznik martenzitické struktury a zvyšuje jejich pevnost. Vyšší obsah uhlíku však zvyšuje tvrdost martenzitu a zhoršuje svařitelnost oceli. Vyšší obsah uhlíku také snižuje creepovou pevnost [13], proto v současné době obsahují oceli tohoto typu do 0,1 hm. % C. Tím se podstatně zlepšila svařitelnost 9% Cr modifikovaných ocelí ve srovnání s původními 12% Cr oceli. Snížení obsahu uhlíku je kompenzováno řízeným dolegováním dusíkem jako dalším intersticiálním prvkem. [14].

Dusík podobně jako uhlík zvyšuje pevnost materiálu a žárupevnost podporou tvorby nitridů na bázi V nebo karbonitridů Nb. Proto se jeho obsah v nově vyvíjených materiálech zvyšuje až na 0,09 hm % (ocel E911). Pro žárupevnost oceli je důležitý obsah tzv. volného dusíku N_{ss} , který není vázaný na Al, Ti a Nb a proto je volný pro tvorbu jemných nitridů vanadu v době popouštění a creepové expozice. Obsah volného dusíku závisí na jeho celkovém obsahu a na obsahu prvků v oceli, které mají vysokou afinitu k dusíku. Největším problémem je v tomto případě Al, který tvoří z běžných přísad nejstabilnější nitridy. Tyto nitridy nejsou rozpuštěny při běžných teplotách austenitizace. V případě zvýšeného obsahu Al v oceli se mohou AlN vytvořit dokonce na úkor primárních Nb(C, N) [14].

Bór ve stavu po normalizaci je vysegregovaný na hranicích původních austenitických zrn [15]. Při popuštění dochází k jeho přerozdělení mezi matici a vznikající $M_{23}C_6$ karbidy, kde může nahradit až 50 % C [16]. V matici se bór nachází v minimálním množství cca 20 ppm. V karbidech je rozložený náhodně [17]. Jedinou výjimku dokumentoval ve své práci Hättestrand [17], který v oceli P122 (12 hm. % Cr) dolegované Cu naměřil zvýšené množství B v $M_{23}C_6$ při rozhraní matrice/částice. Bór se do karbidů dostává difuzí z hranic zrn. I přes pokrok v experimentální technice je mechanismus zvyšování creepové pevnosti pomocí řízeného obsahu bóru stále nejednoznačný. Existuje více přístupů k vysvětlení tohoto jevu:

- Bór segreguje na hranicích zrn a subzrn, stabilizuje je a tím přispívá ke zpevnění.
- Bór zvyšuje nukleační rychlost karbidů $M_{23}C_6$.
- Bór segreguje na dislokacích, stabilizuje je a tím umožňuje, aby na nich precipitovaly jemné pro creep mimořádně výhodné částice VN. Po uvolnění dislokace se VN stávají nestabilní a rozpouštějí se. Tento proces se neustále opakuje [14].

Chrom je nejdůležitější legura v 9% Cr ocelích. Je silně feritotvorný a výraznou měrou zvyšuje prokalitelnost oceli. Už chladnutím na vzduchu je možné dosáhnout martenzitickou strukturu. Při popouštění tvoří karbidy, ze kterých nejstabilnější a nejdůležitější pro dosažení vhodných mechanických vlastností je $M_{23}C_6$. Na korozní odolnost má vliv až do teploty 700 °C. Spolu s přísadou dalších legujících prvků Cr zvyšuje odolnost vůči popouštění. Zvýšený obsah Cr kromě tvorby karbidů také snižuje M_s na teploty cca 400 °C. K získání ocele s úplně martenzitickou strukturou po normalizaci, se do ocele dolegovávají také další feritotvorné prvky jako Mo a Si [14].

Molybden je feritotvorný prvek, který se dolegovává do 9% Cr ocelí za účelem zpevnění tuhého roztoku. Přístup k optimálnímu obsahu Mo v ocelích se postupně vyvíjel. Podle prvních koncepcí se Mo přidával do oceli až do obsahu 3 hm. % se současným snížením obsahu C [18]. Výsledná struktura obsahovala až cca 10 % δ -feritu při obsahu 3 % Mo. Tuto ocel bylo možné svařovat bez přehřevu. Na Mo bohatá Lavesova fáze byla pozorována v materiálu již po creepové expozici. Později se zjistilo, že zvýšené obsahy Mo nepřispívají pozitivně na creepovou pevnost. Při creepové expozici dochází k rozdělení Mo mezi matici a precipitáty. Vliv obsahu Mo na creepové vlastnosti materiálu zkoumala ve své práci Jakobová [19]. Pomocí zkoušek trvajících 10^5 hod. bylo prokázáno, že creepová

pevnost byla výrazně zlepšena přidáním Mo jen do jeho celkového obsahu cca 1 % Mo. Při obsahu Mo nad 1,6 % se ve struktuře materiálu po normalizaci a popouštění vyskytují kromě $M_{23}C_6$ i karbidy M_6C , které jsou náchylné na hrubnutí a snižují celkovou creepovou pevnost rozpouštěním částic MX a ochuzováním tuhého roztoku o Mo a W. Dalším důvodem pro snižování obsahu Mo v oceli také je, že urychluje precipitaci Lavesovy fáze, která je z hlediska creepových vlastností nevýhodná. Z těchto důvodů se do oceli dolegovává jen tolik Mo, kolik je jeho rovnovážná koncentrace v době creepové expozice při předpokládané teplotě použití. V současných ocelích je oblast stability Lavesovy fáze ohraničena teplotou 500 °C pro ocele s obsahem do 1 % Mo. V ocelích modifikovaných W je Lavesova fáze stabilní do teploty 700 °C. Z tohoto vyplývá, že po standardním popouštění na teploty 750 °C až 760 °C se v materiálu tato fáze nevyskytuje [20]. Při vyšším obsahu Mo může při popouštění dojít k sekundárnímu vytvrzení tvorbou Mo_2C karbidů [14].

Wolfram se do modifikovaných 9% Cr ocelí dolegovává podobně jako Mo na zpevnění tuhého roztoku při zvýšených teplotách. Patří mezi feritotvorné prvky stabilizující δ -ferit [21]. Ocele s obsahem W byly vyvinuty koncem 80-tých let v Japonsku. Hlavním důvodem bylo, že při zvýšených teplotách přispívá W ke zpevnění matrice výrazněji než Mo [13]. Podle prvních výzkumů 1,8 hm. % W zvyšovalo creepovou pevnost oproti ocelím bez W o cca 30 % při malém snížení KCV způsobeným výskytem hrubých Lavesových fází [21]. Při obsahu 4 % W se ve struktuře nachází už asi 10 % δ -feritu. Přítomnost W v matrici způsobuje při popouštění sekundární vytvrzení. Vytvrzení je důsledkem precipitace hexagonálního W_2C karbidu s jehličkovou morfologií, který vzniká při teplotách cca 500 °C. Později je nahrazen stabilnějším karbidem $M_{23}C_6$. Při vyšším obsahu W kromě karbidu $M_{23}C_6$ precipituje při popouštění i karbid M_6C . W vstupuje do karbidů $M_{23}C_6$ a taktéž do M_6C . Sledováním struktury ocelí modifikovaných W po krátkodobých creepových zkouškách bylo zjištěno, že W krátkodobě zvyšuje creepovou pevnost. Podle výsledků posledních výzkumných prací však zvýšené obsahy W a Mo urychlují tvorbu Lavesovy fáze a M_6C , které mají velkou rychlost hrubnutí. Následně dochází k odpevnění matrice [22, 23]. Negativní efekt degradace struktury na žárupevnost precipitací Lavesovy fáze a M_6C převyšuje při delších časech creepových zkoušek nad zpomalením odpevnění matrice vlivem zvýšeného obsahu W a Mo při krátkodobých zkouškách. Z uvedeného důvodu byl pro maximální obsahy Mo a W v modifikované 9 % Cr oceli zaveden tzv. Mo ekvivalent.

$$Mo_{ekv} = Mo + 0,5W$$

kde Mo je obsah Mo v hm. % a W je obsah W v hm. %.

S ohledem na dlouhodobé hodnoty žárupevnosti by neměla být hodnota Mo_{ekv} větší než 1 [24, 25, 26].

Kobalt (Co) se začal do ocelí typu 9% Crdolegovávat v posledních letech. Důvodem byly snahy snižovat v ocelích obsah C pro zlepšení svařitelnosti a zvyšování obsahu feritotvorných prvků pro zlepšení žárupevnosti. Důsledkem toho se Ni_{ekv} snížil na hodnoty, při kterých je vysoká pravděpodobnost vzniku δ -feritu. Kobalt jako austenitotvorný prvek zvyšuje Ni_{ekv} a snižuje pravděpodobnost vzniku δ -feritu. Po normalizaci a popouštění je Co rozpuštěn v matici a pouze minimálně snižuje teploty A_{C1} a M_s [20]. Kobalt zvyšuje tvrdost martenzitu hlavně zpevňováním tuhého roztoku. Zpevnění se projevuje až do teplot popouštění 500 °C. Kobalt netvoří při popouštění sekundární fáze, a proto nedochází k sekundárnímu vytvrzování. Krátkodobé creepové zkoušky ocelí obsahujících 1,5 hm. % Co prokazovaly zvýšení creepové pevnosti o cca 30 MPa v porovnání s ocelmi bez Co [13]. Je nepravděpodobné, že Co podobně jako Mo a W bude podporovat vznik Lavesovy fáze. Kobalt snižuje obsah δ -feritu, ale nezvyšuje prokalitelnost a pravděpodobně má stejný vliv na žárupevnost jako Ni, což nebylo zatím prokázáno, protože podobně jako u niklu se to projeví až při velmi dlouhodobých zkouškách [14].

Nikl v ocelích zpevňuje tuhý roztok a zvyšuje pevnostní charakteristiky zvýšením jejich prokalitelnosti. Nikl je silně austenitotvorný prvek a výrazně snižuje teploty přeměn A_{C1} a M_s . Kromě pevnosti nikl zvyšuje i tvrdost martenzitu. Snížení M_s má za následek potlačení tvorby samopopouštěného martenzitu. Z hlediska žárupevnosti má Ni negativní vliv na stabilitu karbidické fáze. Rovněž přispívá ke vzniku karbidu M_6C a ke zhrubnutí karbidů M_6C a $M_{23}C_6$ [27]. Karbid M_6C rozpouští fáze $MX(VN, NbCN)$ a snižuje obsah Mo v tuhém roztoku. Byl prokázán nepříznivý vliv Ni na žárupevnost oceli [28].

Mangan se do 9% Cr ocelí dolegovává jako dezoxidační prvek. Je austenitotvorný, ale nemá tak silný účinek na pevnost a tvrdost jako Ni. V současných typech ocelí P92 se pohybuje na úrovni 0,3–0,5 hm. %. Celkově je součet obsahu Mn a Ni do 1,5 dostatečný pro zabránění poklesu teploty A_{C1} pod 770 °C [29].

Vanadu se v posledním období přikládá stále větší význam z hlediska dosažení optimálních creepových vlastností. Společně s Nb a Ti vytvářejí intersticiální fázi s kubicky plošně centrovanou mřížkou [30]. Karbidy i nitridy těchto prvků jsou navzájem

úplně rozpustné a vytvářejí kontinuální tuhé roztoky. V chromových ocelích je rozpustnost nitridů a zejména karbidů mnohem vyšší než v ocelích nízkolegovaných [31]. Vanad hraje významnou roli v precipitačním zpevnění 9% Cr oceli. Vytváří velmi malé a disperzně rozložené VN precipitáty, které jsou mimořádně efektivní při blokování pohybu dislokací. Nitridy vanadu VN se vylučují při teplotách popouštění 750 °C až 760 °C. K jejich vylučování dochází při vysokém obsahu dusíku v oceli i při nižších teplotách v průběhu teplotní expozice na 550 °C až 650 °C. Významně zvyšují precipitační zpevnění a tím zlepšují žárupevné vlastnosti. Hnací silou precipitace je přesycení tuhého roztoku, které je funkcí rozdílu mezi teplotami popouštění a zkoušení [30]. Celkový podíl precipitátu závisí na obsahu N v tuhém roztoku. Vzhledem k tomu, že tyto precipitáty obvykle obsahují i Nb a C, označují se někdy jako MX [14].

Niob tvoří částice typu NbX, kde X je dusík a uhlík. NbX částice se rozpouštějí při velmi vysokých teplotách, které jsou vyšší než teploty austenitizace. Z tohoto důvodu se rozpouštějí jen částečně. V případě úplného rozpuštění NbX austenitizací při teplotách nad 1100 °C dochází k rapidnímu nárůstu původního γ zrna s následným poklesem KCV [28,32]. Malé objemové množství NbX svým rozpuštěním nepřispěje výrazně k přesycení tuhého roztoku. Při rovnovážné precipitaci AlN a Nb(C, N) v homogenizovaném austenitu, rovnovážné koncentrace Al, Nb a N klesají s teplotou. V případě, že je v důsledku mikrosegregace po dobu tuhnutí zvýšený obsah Al a Nb na hranicích původního γ zrna, rovnovážná koncentrace precipitace nitridů a karbidů se přesune k vyšším teplotám [33]. Příznivé působení nerozpuštěných precipitátů NbX na strukturu oceli spočívá v brzdění růstu původního γ zrna. Niob je rovněž součástí precipitátu MX. Niob tedy nepřispívá k substitučnímu zpevnění tuhého roztoku [14].

Křemík má vliv na vznik δ -feritu, který podle [34] snižuje hodnoty vrubové houževnatosti. Karbidická fáze vznikající kolem zrn δ -feritu je hrubozrnější než sekundární fáze vznikající v matrici. Rovněž literatura [35] uvádí, že se stoupajícím obsahem Si roste termodynamická pravděpodobnost vzniku Lavesovy fáze. Si pravděpodobně snižuje rozpustnost Mo v tuhém roztoku. Precipitace hrubé Lavesovy fáze snižuje KCV a zvyšuje tranzitní teplotu materiálu s obsahem 0,67 % Si již po 10 hodinách žíhání na teplotě 600 °C. Precipitace Lavesovy fáze rovněž snižuje žárupevnost 9% Cr ocelí [14].

Hliník se přidává do ocelí v procesu jejich výroby jako dezoxidovadlo. Jeho přítomnost může snížit hodnoty meze pevnosti při tečení až o 40 % [36]. Podstata jeho negativního působení na vlastnosti oceli a na creepové vlastnosti spočívá v teplotách precipitace nitridů a karbonitridů v oceli po dobu jejího chladnutí z teplot likvidu. Tyto částice precipitují po dobu ochlazování hlavně na hranicích γ zrn a výraznou měrou ovlivňují mechanické vlastnosti, jak při pokojových, tak i při zvýšených teplotách [33]. Vysoký obsah Al může ovlivnit precipitaci primárních AlN na úkor vzniku Nb(C, N) a zejména VN. Při vyšším obsahu Al je termodynamicky pravděpodobnější vznik AlN při vyšších teplotách než primárních částic Nb(C, N) [14].

Síra, Fosfor. S ohledem na dosažení vysokých pevnostních a plastických vlastností 9% Cr modifikovaných ocelí je nutné zajistit jejich vysokou metalurgickou čistotu. Metalurgická čistota je kromě obsahu povrchově aktivních prvků jako Sn, As a Sb zajišťována také nízkými obsahy P a S. Metalurgická čistota se často hodnotí pomocí faktorů J a X:

$$J = (\text{Mn} + \text{Si}) \cdot (\text{P} + \text{Sn}) \cdot 10^4 \quad [\%]$$

$$X = 10\text{P} + 5\text{Sb} + 4\text{Sn} + \text{As}/100 \quad [\text{ppm}]$$

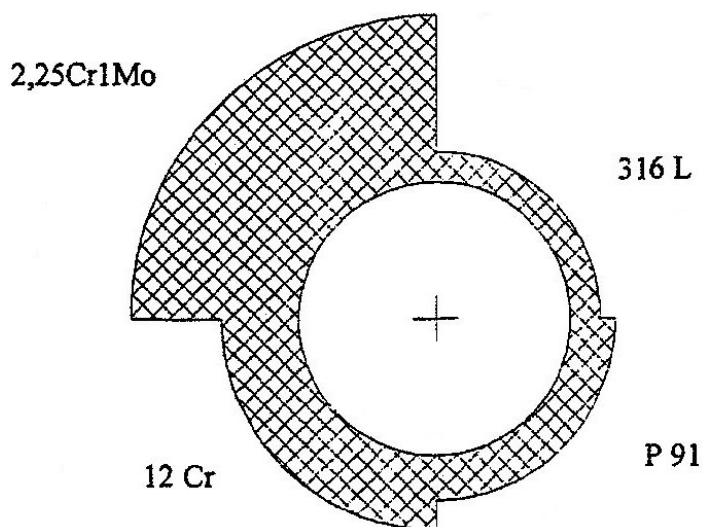
Obvykle se vyžaduje, aby faktor J byl menší než 100 a faktor X menší než 20. P a S také negativně ovlivňuje svařitelnost 9 % Cr modifikovaných ocelí [22]. V ocelích tohoto typu jsou obvykle pro dosažení vyhovujících plastických vlastností při teplotě okolí i při creepové expozici požadovány obsahy S – max. 0,01 hm. % a P – max. 0,015 hm. % [37]. Při dodržení obsahu $S < 0,01$ hm. % je možné u 9 % Cr modifikovaných ocelí očekávat hodnoty nárazové práce nad 100 J a tranzitní teplotu kolem 0 °C. Obsah $P < 0,015$ hm. % nemá podstatný vliv na hodnoty nárazové práce a tranzitní teplota je cca – 25 °C. Na snížení plastických vlastností modifikovaných 9 % Cr ocelí při teplotě okolí má vliv především obsah síry [14].

Fosfor segreguje prakticky na všech vnitřních rozhraních. Obohacení rozhraní M_{23}C_6 – matrice o fosfor ulehčuje precipitaci částice Lavesovy fáze. P rovněž vstupuje do Lavesovy fáze [14].

S ohledem na zvýšení žárupevných vlastností 9% až 12% Cr ocelí je také zkoumán vliv nekonvenčních legujících prvků iridia, rhenia a paladia [14].

1.2 OCELI PRO VYSOKOTLAKÉ KOMORY A PAROVODY

Komory a parovody patří mezi tlustostěnné komponenty kotle. Zvyšování provozního tlaku vyžaduje další zvyšování tloušťek stěn těchto komponent. Z pohledu materiálu lze snížit tloušťku stěny tlakových komponent použitím materiálu s co nejvyšší odolností proti tečení, viz obr. 2. V současné době je v tomto směru věnována největší pozornost ocelím na bázi 9-12% Cr [2].



Obr. 2: Porovnání tloušťky materiálů pro různé typy žárupevných ocelí za předpokladu stejného vnitřního průměru pro provozní teplotu 600 °C a tlak 25 MPa. [38]

V Evropě byla po dlouhou dobu používána pro tlustostěnné komponenty ocel X20CrMoV12-1 (17 134). Tato ocel je vhodná pro teploty do 560 °C [39] Zvyšování parametrů páry si vynutilo vývoj ocelí s vyššími žárupevnými vlastnostmi. Jako první byla vyvinuta ocel P91. Další vývoj se ubíral cestou dolegování oceli wolframem. Typickými představiteli chromových ocelí s wolframem jsou oceli P92, E911 a P122 [2].

Podstatou vysoké žárupevnosti modifikovaných chromových ocelí je precipitace nitridů vanadu. Tyto velice jemné a zároveň stabilní disperzní částice účinně brání pohybu dislokací a tím zpomalují tečení materiálu. Nitridy vanadu precipitují v průběhu creepové expozice, a to především na dislokacích uvnitř subzrn. Nejvyšší žárupevnosti dosahují tedy oceli s vysokou hustotou dislokací. Z toho vyplývá, že požadovanou strukturou u těchto ocelí je struktura martenzitická [2].

V současné době je považována za nejlepší modifikovanou chromovou ocel z hlediska dosahovaných hodnot meze pevnosti při tečení ocel P92. Projekty moderních tepelných elektráren s ultra-super-kritickými parametry páry počítají s ohledem na výpočtové parametry se širokým uplatněním této oceli. Poslední výzkumy založené na

dlouhodobějších zkouškách uvádějí mez pevnosti při tečení v rozmezí 110 a 120 MPa při 600 °C za 10^5 hodin [40].

2 SVAŘITELNOST MODERNÍCH ŽÁROPEVNÝCH OCELÍ

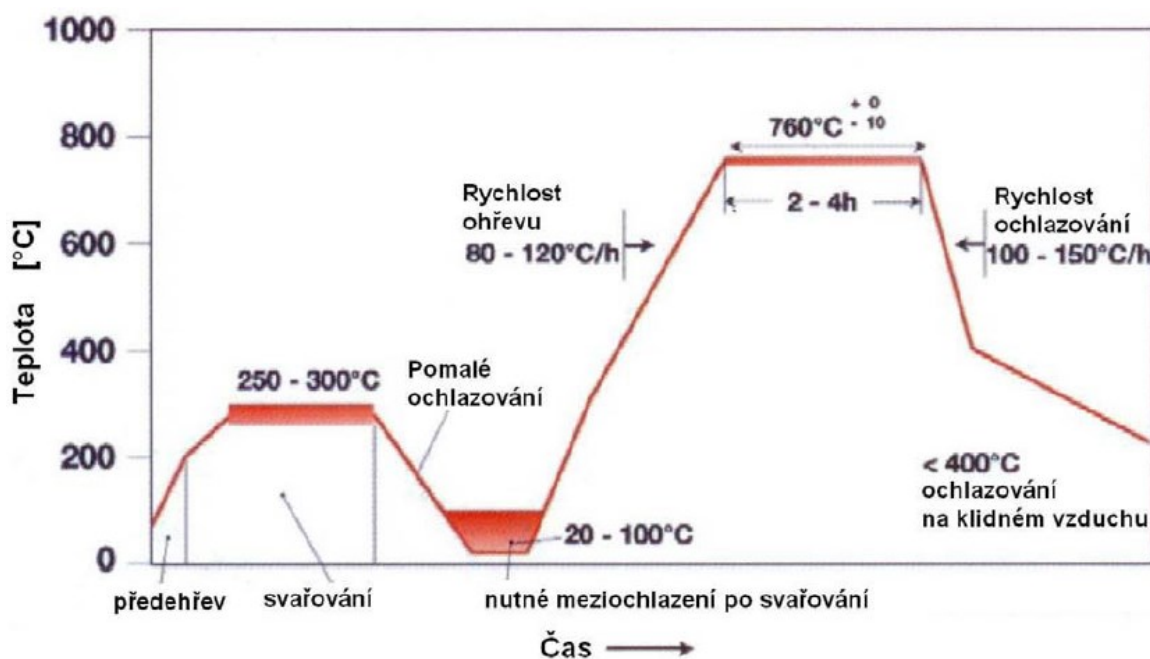
Při svařování těchto materiálů je nutné velice důsledně dodržovat a kontrolovat podmínky svařování, zejména je nutné se zaměřit na [3]:

- dodržování
 - předepsané teploty předehřevu
 - předepsané teploty interpass
 - měrného tepelného příkonu do svaru
 - předepsanou výšku svarových housenek
- svařování
 - doporučenými metodami svařování
 - předepsanými materiály s nízkým obsahem difuzního vodíku
 - svařování na předepsaný počet vrstev
- kladení svarových housenek předepsaným způsobem
- tepelné zpracování svaru

2.1 SVAŘOVÁNÍ OCELÍ T/P 91, T/P 92 A VM 12 – SHC

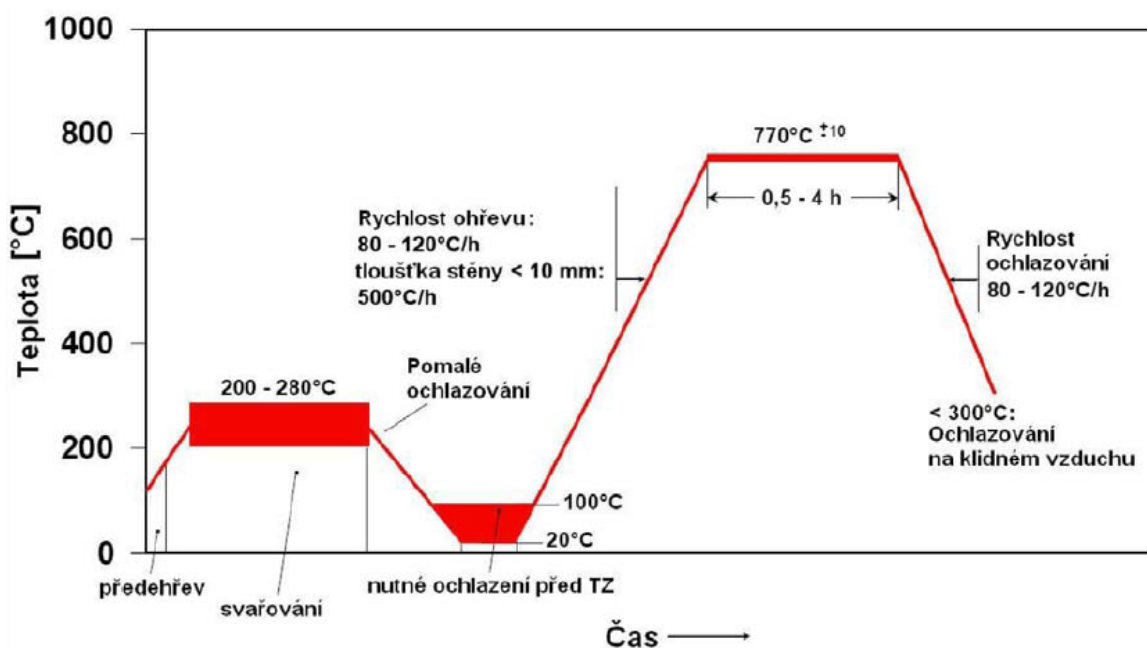
Teplotní režim doporučovaný pro svařování ocelí P91 a P92 je zobrazen na obr. 3 [41]. Nízký obsah uhlíku u obou ocelí umožnil snížit teplotu předehřevu pod teplotu martenzit start (M_s). Při svařování proto zůstává v mikrostruktuře malé množství austenitu, který je plastický, rozpouští větší množství difuzního vodíku a tím usnadňuje svařování. Vznikající martenzit musí být popuštěn ještě v průběhu svařování následujícími svarovými housenkami. Požadavek na svařování housenkami o výšce max. cca 2,5 mm je proto při tomto způsobu svařování mimořádně důležitý. Svarový spoj je nutné z maximální teploty interpass 300°C pomalu ochladit těsně pod teplotu martenzit finiš (M_f) (cca 100°C) a popustit. Nedoporučuje se materiály větších tlouštěk ochlazovat na teplotu okolí, ale pouze na teplotu těsně pod M_f . Ochlazování je nutné, aby austenit vznikající při svařování s teplotou předehřevu pod teplotou M_s transformoval na martenzit ještě před popouštěním svarového spoje. V opačném případě by transformoval na martenzit až v průběhu žíhání,

čímž by došlo ke snížení plastických vlastností svarového spoje. Oceli jsou náchylné na nízkoteplotní žíhací praskavost, proto musí být ohřevy a ochlazování prováděny velmi pomalu podle doporučení na obr. 3.



Obr. 3: Teplotní režim v průběhu svařování a TZ ocelí P91 a P92 [41]

Doba výdrže na popouštěcí teplotě je závislá na tloušťce svařovaného materiálu a na použitém přídavném materiálu [3]. Doporučený teplotní cyklus při svařování ocelí VM12 – SHC je znázorněn na obr. 4 [41]. Pro svařování této oceli platí rovněž zásady uvedené u ocelí P91 a P92. S ohledem na její chemické složení byla pouze snížena maximální teplota interpass na 280°C a popouštěcí teplota byla zvýšena na 770°C. Ocel VM12 – SHC se dále vyznačuje zvýšenou korozní odolností při pracovních teplotách ve srovnání s ocelí P92. Proto bude pravděpodobně více používána pro konstrukci kotlů s nadkritickými parametry páry [3].



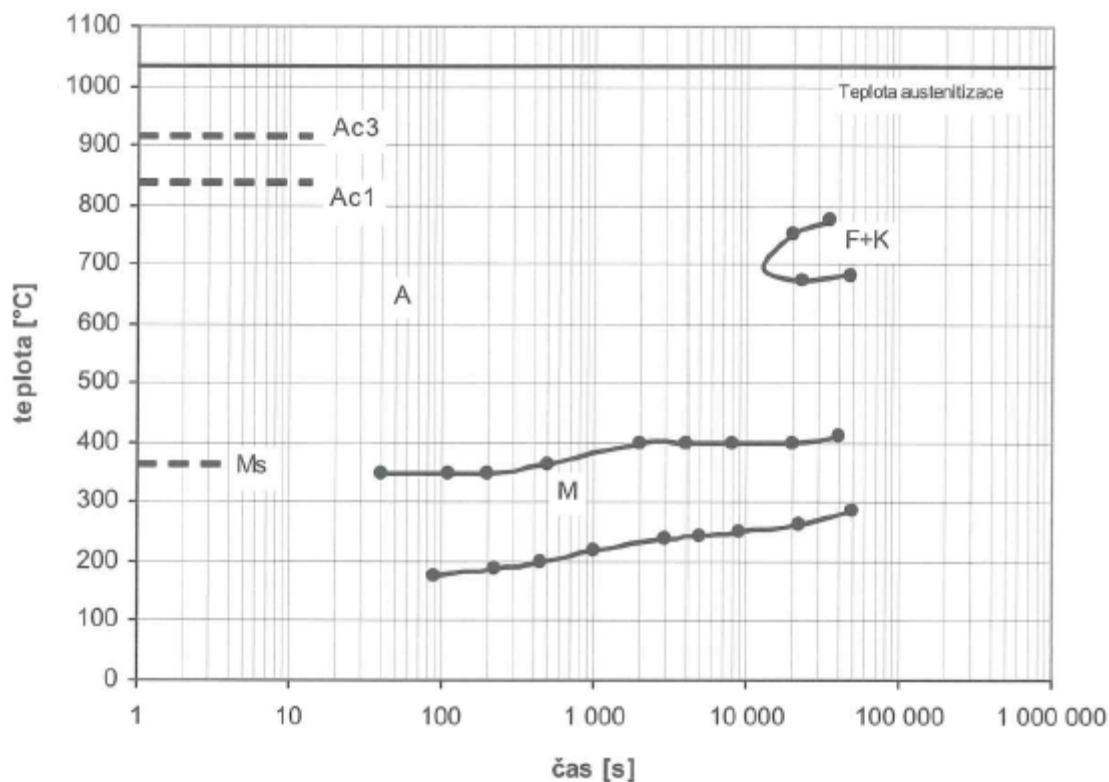
Obr. 4: Teplotní cyklus při svařování a TZ oceli VM12 – SHC [41]

Z hlediska svařitelnosti moderních modifikovaných žárovevných ocelí je potřeba vycházet z podrobné znalosti jejich transformačních charakteristik, tzn. teplot A_{c1} , A_{c3} , M_s , M_f a přizpůsobit tomu teplotní režim svařování včetně popouštění po svařování. Neméně důležitá je volba přídatného materiálu, způsob kladení housenek a měrný tepelný příkon svařování.

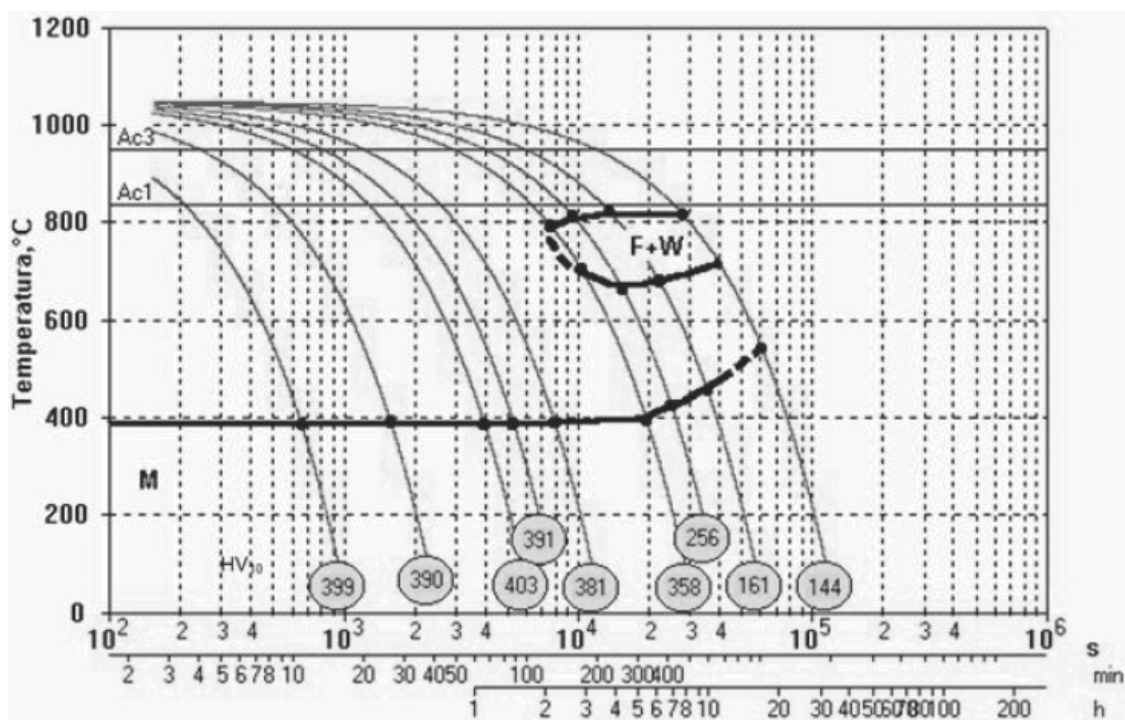
3 MIKROSTRUKTURA A TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ MODIFIKOVANÝCH 9 AŽ 12% CHROMOVÝCH OCELÍ

Tepelné zpracování modifikovaných 9 – 12% Cr ocelí spočívá především v normalizaci a vysokoteplotním popouštění [1, 47, 48]. Na obr. 5 je dokumentován diagram anizotermického rozpadu austenitu oceli P91 [42]. Podle ARA diagramu oceli P91 jsou transformační teploty následující: $A_{c3} = 930^\circ\text{C}$, $A_{c1} = 850^\circ\text{C}$. Z chemického složení oceli P91 vyplývá, že ocel má martenzitickou strukturu v širokém rozsahu ochlazovacích rychlostí (je kalitelná např. na vzduchu). Proces austenitizace se podle literatury [43] provádí obvykle 30 – 50 °C nad teplotou přeměny A_{c3} a způsobuje rozpouštění většiny karbidů a nitridů v matici. Literatura [44] doporučuje s ohledem na rozpustnost sekundárních fází pro 9 – 12% Cr modifikované oceli teplotu austenitizace v rozmezí 1040°C až 1100°C. Podle literatury [45] se pro oceli obsahující až 0,5 hm % Nb

doporučuje použít teplotu austenitizace 1150°C. Teplota popouštění se pohybuje v rozmezí 730 – 780 °C nebo těsně pod teplotou A_{c1} v závislosti na chemickém složení a požadovaných vlastnostech [43, 46].



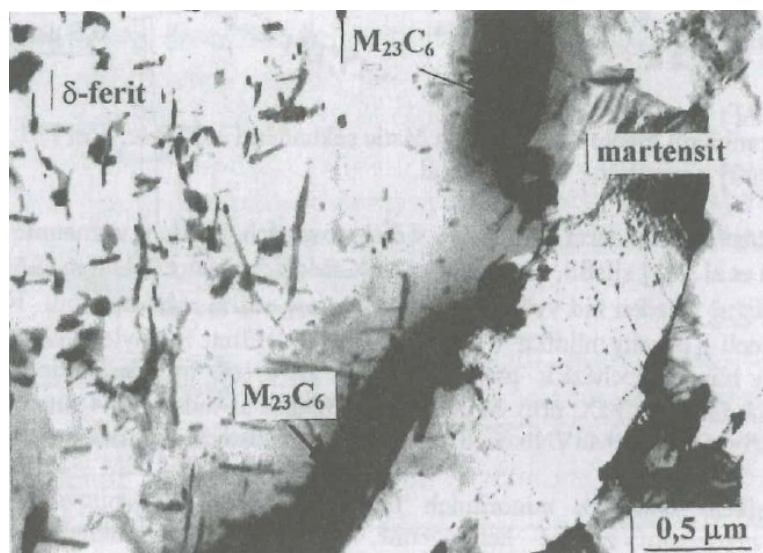
Obr. 5: ARA diagram oceli P91 [42]



Obr. 6: ARA diagram oceli P92 [47]

Výsledkem martenzitické transformace je laťkový martenzit, jehož tvrdost klesá s poklesem rychlosti ochlazování z teploty austenitizace. Vznik feriticko-karbidické fáze (F+K) v mikrostruktuře při velmi pomalých rychlostech ochlazování je doprovázen prudkým poklesem tvrdosti materiálu [42]. Podle literatury [48, 49] je tento mikrostrukturní stav nežádoucí, protože vede k výraznému poklesu žárupevných vlastností oceli. V oblastech středních rychlostí ochlazování dochází k poklesu tvrdosti martenzitu, který souvisí s výskytem ε -karbidu nebo cementitu v martenzitu [50]. Cementit není v této skupině ocelí stabilní minoritní fází a při běžně používaných teplotách popouštění se rychle rozpouští [51]. V mikrostruktuře oceli P91 se může také podle konkrétního chemického složení vyskytovat malé množství δ -feritu (obvykle do 5 %) [43, 42].

Obsah δ -feritu v množství asi 5 % ve struktuře zlepšuje svařitelnost martenzitických ocelí. Částice vysokoteplotního δ -feritu v 9 – 12% Cr ocelích jsou obohaceny atomy feritotvorných prvků (chromu, molybdenu, wolframu, křemíku a vanadu). Vytvářejí se tak předpoklady pro intenzivní precipitační procesy uvnitř těchto útvarů v průběhu popouštění [59]. Typy a intenzita precipitujících částic závisí nejen na chemickém složení δ -feritu, ale i na parametrech popouštění [59]. Rozhraní δ -ferit/martenzit je dokumentováno na obr. 7.

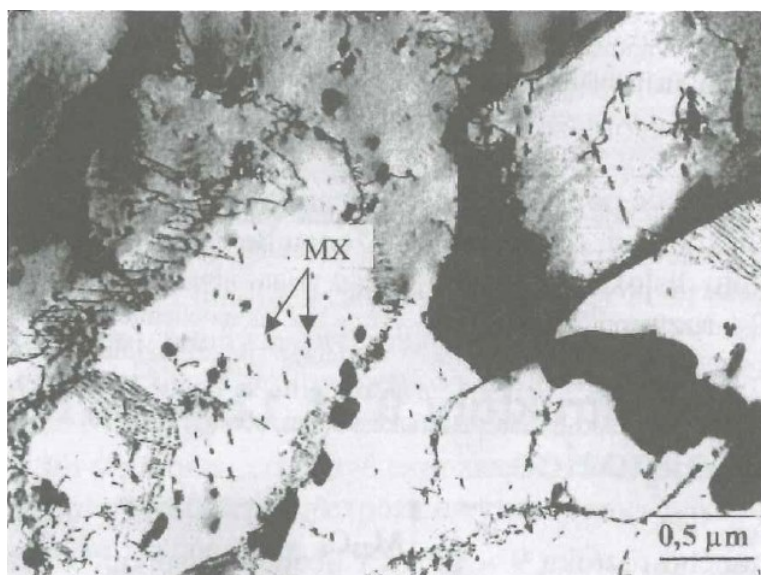


Obr. 7: Rozhraní δ -ferit/martenzit v mikrostruktuře oceli HCM12A [59]

V prvotním stádiu popouštění precipitují v martenzitu částice M_3C a M_7C_3 . Obě tyto fáze jsou však vysoce nestabilní a jsou brzy nahrazeny termodynamicky stabilnějšími fázemi [42].

Hlavní a důležitou karbidickou fází v ocelích 9 – 12 % Cr je fáze $M_{23}C_6$. V této fázi se kromě uhlíku a chromu rozpouštějí také železo, molybden a wolfram. Částice $M_{23}C_6$ mohou obsahovat rovněž malá množství vanadu a niobu [43, 42, 45]. Naopak dusík a křemík se v této fázi prakticky nerozpouštějí. Pokud ocel obsahuje bór, bylo prokázáno pomocí iontové mikroskopie, jeho rozpouštění v karbidech $M_{23}C_6$ v rozsahu 50 – 100 % celkového obsahu v oceli [53]. Karbidy $M_{23}C_6$ se vyskytují na hranicích zrn popuštěných martenzitických desek a na hranicích původních austenitických zrn. Tím zamezují růstu zrn feritu v důsledku procesů zotavení a rekrystalizace. Částice mají obvykle nepravidelný tvar a jsou mírně protaženy podél rozhraní latěk [43, 42].

V průběhu popouštění modifikovaných 9 – 12 % Cr ocelí při teplotách přibližně 700 °C a výše dochází k vylučování sekundární MX (kde $M = V, Nb$ a $X = C, N$) fáze [52]. V této fázi bohaté vanadem se rozpouští také chrom a niob [50]. Karbidy a nitridy typu MX jsou navzájem plně rozpustné a vytvářejí kontinuální tuhé roztoky karbonitridů [54]. Literatura [55] uvádí, že v případě modifikovaných 9 – 12 % Cr ocelí bylo prokázáno, že se jedná o téměř čisté nitridy. MX částice se přednostně vylučují na dislokacích uvnitř latěk kovové matrice [56]. Na obr. 8 je dokumentována intergranulární precipitace částic sekundární MX fáze v oceli P91.



Obr. 8: Intergranulární precipitace jemných částic MX v oceli P91, popuštěno 750°C/4h [56]

Další fází v mikrostruktuře modifikovaných 9 – 12 % Cr ocelí je fáze M_2X , která se vyskytuje sporadicky a nejčastěji jako přechodová fáze [43]. Částice M_2X precipitují převážně uvnitř martenzitických latěk. Literatura [56] uvádí, že u rotorových ocelí obvykle dochází k intenzivní precipitaci částic M_2X v průběhu prvního stupně popouštění na teplotě 570 °C a částice této fáze jsou v mikrostruktuře zachovány i po následném popouštění na vyšší teplotě. Výskyt částic M_2X byl v mikrostruktuře oceli 12Cr0,5MoV pozorován i po expozici 100 000 hod. na teplotě 550 °C [57]. Se zvyšující se teplotou creepové expozice se stabilita částic M_2X snižuje a tato fáze může být nahrazena termodynamicky stabilnějšími fázemi, např. MX [56].

Žárupevné vlastnosti modifikované 9 % Cr oceli je možné zvýšit vícenásobným kalením. Vliv vícenásobného kalení na žárupevné vlastnosti 9 % Cr modifikované oceli pro dvě alternativy tepelného zpracování sledovali Jakobová a kol. [58]. Ocel byla tepelně zpracována v následujících variantách:

1200 °C/9 hodin/voda + 1070 °C/10 hodin/vzduch + 750 °C/11 hodin/vzduch

1070°C/10 hodin/vzduch + 750 °C/11 hodin/vzduch.

Materiál, který byl dvojnásobně kalený vykazoval při teplotě 600 °C a čase 10^5 hod. o 13 % vyšší hodnoty meze pevnosti při tečení. Pozitivní vliv dvojnásobného kalení vidí autoři v:

- rozpuštění částic NbX při teplotě 1200 °C a jejich vyprecipitování v jemnější formě během druhé austenitizace,
- ve zjemnění austenitického zrna,
- v precipitaci jemných VN částic uvnitř zrn během creepové expozice.

Optimální tepelné zpracování by mělo zaručit:

po kalení

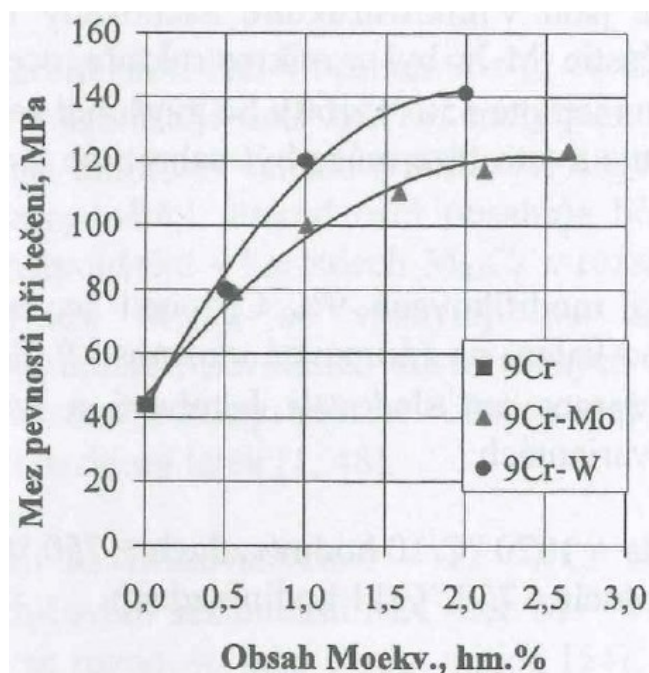
- martenzitickou strukturu s malou tloušťkou latěk,
- minimální velikost původního austenitického zrna,
- rozpuštění většiny primárních karbidů a karbonitridů v tuhém roztoku,

po popouštění

- mikrostrukturu vysoce popouštěného martenzitu,
- stabilní karbidickou fází, disperzně rozloženou bez přednostního uspořádání,
- zvýšenou hustotu dislokací,
- tvrdost HV 30 v rozmezí 220 až 250 °C

3.1 ZMĚNY MIKROSTRUKTURY 9 AŽ 12% CHROMOVÝCH OCELÍ V PRŮBĚHU CREEPOVÉ EXPOZICE

Ke zpevnění tuhého roztoku 9 – 12% Cr ocelí přispívají hlavně atomy molybdenu a wolframu. Jejich atomové poloměry jsou výrazně větší, než poloměr atomů železa [56]. Z hlediska meze pevnosti při tečení $R_{mT/10^5}$ při 600 °C platí maximální hodnota Mo_{ekv} rovná 1 hm. %. Literatura [59, 67] uvádí, že při vyšších obsazích molybdenu a wolframu dochází v průběhu creepové expozice k precipitaci molybdenem a wolframem bohatých minoritních fází, hlavně Lavesovy fáze, případně částic M_6X . Na obr. 9 je znázorněna závislost meze pevnosti při tečení na Mo_{ekv} 9% Cr oceli. Obr 9 dokumentuje skutečnost, že lineární závislost mezi úrovní meze pevnosti při tečení a obsahy molybdenu, resp. wolframu je zachována pouze do hodnoty $Mo_{ekv} \approx 1$ hm. %.



Obr. 9: Závislosti meze pevnosti při tečení (pro $\varepsilon = 10^{-8}s^{-1}$) na Mo_{ekv} [61]

Precipitační zpevnění v průběhu creepové expozice závisí na rozměrové a termodynamické stabilitě jednotlivých minoritních fází. Původní martenzitické latky jsou postupně nahrazovány subzrny a hustota dislokací je redukována [56]. Důležitý vliv na stabilizaci hranic subzrn 9 – 12% Cr ocelí mají částice $M_{23}C_6$. V průběhu creepové expozice dochází postupně k růstu a následně k hrubnutí karbidů $M_{23}C_6$. To se projevuje poklesem počtu částic a zvětšováním jejich střední velikosti [42]. Mechanismus zpevnění částicemi $M_{23}C_6$ je v literatuře [62, 63] označován jako „karbidy stabilizované substrukturní zpevnění“.

Mikrostrukturní stabilita disperzních částic M_2X v průběhu creepu silně závisí na chemickém složení a teplotě zkoušení [56]. V průběhu creepové expozice v teplotním intervalu 600 – 650 °C bylo u ocelí E911 a 12CrMoVNb zjištěno, že částice M_2X jsou nestabilní v důsledku vylučování částic sekundární MX fáze [50, 64]. V literatuře [50, 65] se uvádí, že stabilita fáze M_2X závisí na obsahu niklu v diskutované skupině ocelí. V případě obsahu niklu v těchto ocelích nad 0,5 hm. % byla stabilita fáze M_2X výrazně redukována v důsledku precipitace termodynamicky stabilnější fáze typu M_6X [57, 64].

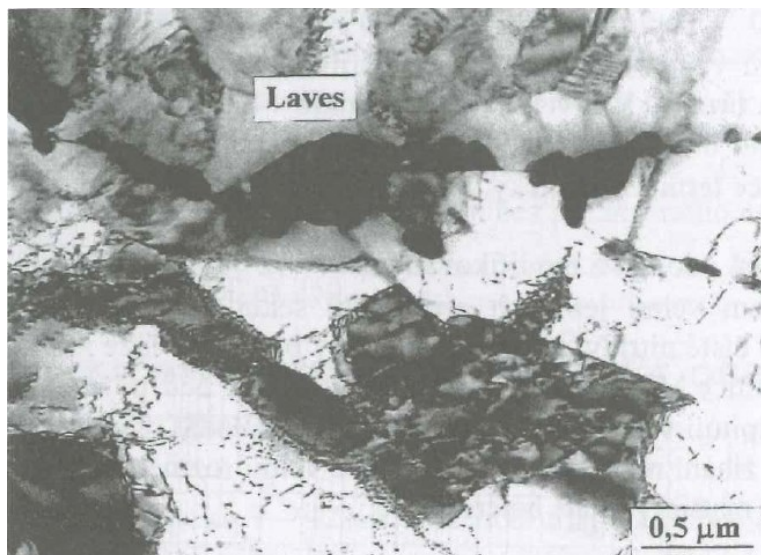
Vysoká úroveň odolnosti modifikovaných 9 – 12% Cr ocelí proti tečení je spojována především s výskytem velmi jemných precipitátů sekundární MX fáze [61, 66]. Jelikož se prakticky jedná o čisté nitridy, je proto objemový podíl této fáze závislý na obsahu dusíku v tuhém roztoku. Částice MX se vyskytují v mikrostruktuře buď po tepelném zpracování oceli na jakost nebo precipitují v průběhu creepové expozice. Podle literatury [61, 65] jsou částice MX fáze v průběhu žíhání nebo creepové expozice velmi rozměrově stabilní a jsou zpravidla vyloučeny v kovové matici značně heterogenně.

Nové poznatky však prokázaly, že fáze MX není termodynamicky stabilní nitridickou fází v diskutované skupině ocelí. MX fáze se rozpouští v důsledku precipitace stabilnějšího nitridu, který má obecný vzorec $Cr(V, Nb)N$ [65, 67]. Jedná se o modifikovanou Z-fázi [65, 68]. Chemické složení modifikované Z-fáze závisí na teplotě expozice i na chemickém složení oceli [69]. Částice Z-fáze se vylučují ve formě tenkých destiček, které rychle hrubnou a nepřispívají tedy k precipitačnímu zpevnění modifikovaných 9 – 12% Cr ocelí [56]. Částice Z-fáze často nukleují na povrchu primárních částic NbX , popřípadě $M_{23}C_6$. Konkrétně v případě oceli P91 byla Z-fáze prozatím identifikována pouze ve vzorcích po expozici na teplotě 650 °C po době delší než 12 000 hod. [66]. Brikman et al. [70] uvádějí pokles objemového podílu fáze MX v oceli P91 po žíhání při teplotě 600 °C po době 75 000 hod. Tato mikrostrukturní nestabilita pravděpodobně souvisí s precipitací částic Z-fáze [56].

Další fáze, která precipituje v průběhu creepové expozice v případě modifikovaných 9 – 12% Cr ocelí je Lavesova fáze, typu $Fe_2(Mo, W)$. Vylučování této fáze je závislé na obsahu molybdenu a wolframu v oceli a probíhá již při obsahu cca 0,6 hm. % Mo. Lavesova fáze typu Fe_2Mo je stabilní do teploty přibližně 650 °C a wolframem bohatá fáze typu Fe_2W je stabilní až do teploty přibližně 750 °C [71]. V Lavesově fázi se kromě železa, molybdenu, wolframu rozpouští významné množství fosforu.

Zvýšený obsah křemíku způsobuje rozšíření oblasti stability Lavesovy fáze. Částice Lavesovy fáze se vyznačují vysokou hustotou defektů a často nukleují na jiných

minoritních fázích, především $M_{23}C_6$ nebo MX [72, 70]. Částice se převážně vyskytují na hranicích původních austenitických zrn nebo na hranicích subzrn. Literatura [56] uvádí, že Lavesova fáze tvoří po dlouhodobé expozici nejhrubší částice v mikrostruktuře modifikovaných 9 – 12% Cr ocelí, a proto není pravděpodobný významný příspěvek této fáze k dlouhodobému precipitačnímu zpevnění v těchto ocelích. Částice Lavesovy fáze v oceli HCM12A je dokumentována na obr. 10.



Obr. 10: Lavesova fáze v oceli HCM12A po expozici 600 °C/12 855 hod. [56]

Vysoký obsah molybdenu a wolframu v 9 – 12% Cr ocelích může být příčinou precipitace hrubých částic fáze M_6X , kde X je uhlík nebo dusík [61, 73]. V této fázi se rozpouští kromě významných množství molybdenu, wolframu, chromu a niklu, také malá množství křemíku, vanadu a železa [72]. Literatura [42] uvádí, že fáze M_6X precipituje v průběhu popouštění 9 % Cr ocelí, které obsahují více než 1,6 hm. % Mo. Bylo ale zjištěno, že v ocelích typů 12CrMoV a 12CrMoVNb s obsahy pouze 0,6 hm. % Mo může dojít v průběhu teplotní expozice k vylučování částic M_6X v těch případech, kdy ocel obsahuje více než 0,5 hm. % Ni [56]. Fáze M_6X byla pozorována na hranicích subzrn, případně na částicích $M_{23}C_6$. Hrubé částice M_6X nepřispívají k precipitačnímu zpevnění ocelí a precipitace této fáze je doprovázena redukcí zpevnění tuhého roztoku [56].

Teplotní expozice může také vyvolat zkřehnutí 9 – 12% Cr ocelí. Zkřehnutí představuje v energetickém průmyslu velmi důležitý problém z hlediska spolehlivosti komponent energetických zařízení. Zkřehnutí může být vyvoláno celou řadou mechanismů a obecně můžeme zkřehnutí ocelí rozdělit do dvou skupin [52]:

- zkřehnutí vyvolávající pokles vrubové houževnatosti při pokojové teplotě, které je nebezpečné zejména při odstávkách elektráren,
- zkřehnutí způsobující pokles creepové pevnosti.

Zkřehnutí 9 – 12% Cr ocelí v průběhu teplotní expozice je například podle [74] vysvětlováno jako spolupůsobení segregace atomů škodlivých příměsí a precipitačních jevů. K největší segregaci pak dochází na hranicích původních austenitických zrn a ke zkřehnutí rovněž přispívají hrubé částice minoritních fází, které usnadňují tvorbu dutin. U 9 – 12% Cr ocelí dochází během provozní expozice ke snižování úrovně nárazové práce a posunu tranzitní teploty k vyšším teplotám. Toto zkřehnutí je možné odstranit tepelným zpracováním zahrnujícím normalizaci a popouštění [52].

Náchylnost ocelí ke zkřehnutí se orientačně posuzuje podle empirických rovnic, tzv. J-faktor a X-faktor. Pro snížení náchylnosti ocelí ke zkřehnutí je doporučeno redukovat prvky, které mají velký potenciál vyvolat zkřehnutí jako fosfor, antimon, cín, síra, arsen, ale také mangan a křemík. Tyto prvky segregují na hranicích zrn a snižují kohezní pevnost matrice oceli. Při studiu 9 – 12% Cr ocelí byla velká pozornost věnována studiu segregace fosforu, jehož obsahy v ocelích jsou vyšší než obsahy ostatních škodlivých prvků. Segregaci fosforu na rozhraní $M_{23}C_6$ a feritu prokázali Lundin a Richardz [75] u 9% Cr ocelí po dlouhodobém žíhání na teplotě 480 °C.

Dalším důležitým mechanismem zkřehnutí ocelí je precipitace částic MnS na hranicích austenitických zrn vlivem „přehřátí“ během tepelného zpracování. V případě žárupevných ocelí může k precipitaci sulfidů MnS docházet i během provozní teplotní expozice. Jelikož je kohezní pevnost rozhraní MnS a feritu velmi malá, může docházet v průběhu creepu na těchto rozhraních k tvorbě dutin, které pak negativně ovlivňují creepové vlastnosti oceli. Pro snížení náchylnosti ocelí ke zkřehnutí se proto doporučuje snížit obsahy nečistot, ale také manganu a křemíku. Výhodné je také dolegování prvky, které potlačují vliv atomů nečistot [52].

Dlouhodobá expozice na teplotě cca 475 °C představuje další nebezpečí zkřehnutí u 9 – 12% Cr ocelí. Toto zkřehnutí souvisí s rozpadem feritické fáze za vzniku chromem bohaté α -Cr fáze a železem bohaté α -fáze. Mechanismus rozpadu feritické fáze je závislý na chemickém složení oceli a teplotě žíhání. Pravděpodobnost vzniku α -Cr fáze při rozpadu feritické matrice se zvyšuje s rostoucím obsahem chromu v oceli. Precipitace částic α -Cr byla pozorována např. v oceli 12CrMoVN_i po teplotní expozici na provozní teplotě 450 °C po době cca 200 000 hodin [52].

4 TVÁŘENÍ - OHÝBÁNÍ TRUBEK Z OCELI P92

Výroba hladkých ohybů je nedílnou součástí stavby každého vysokotlakého parovodu. Ohýbací stroje pracují na principu postupného tváření (ohýbání) trubky za tepla s indukčním středofrekvenčním ohřevem úzkého tvářeného pásu [76].



Obr. 11: Příprava trubky z oceli P92 na ohyb [76]

Po procesu ohybu je nutné novým úplným tepelným zpracováním dosáhnout požadované struktury a požadovaných vlastností materiálu, tedy obnovit původní vlastnosti oceli. Zatímco u dosavadních obdobných materiálů menších tloušťek postačovalo po tepelném zpracování ochlazení na vzduchu, je u trubek z oceli X10CrWMoVNB9-2 velkých tloušťek stěny nutné pro dosažení vhodné struktury a mechanických vlastností zrychlené ochlazování z teploty austenitu v kapalině. Součástí zkoušek výroby ohybů je i tepelné zpracování těchto ohybů [76].



Obr. 12: Ohýbání trubky z oceli P92 na ohýbače Cojafex PB 1000[76]

Technologicky nejnáročnější část se jeví zařízení popsané jako „kritické potrubí“. Jde o potrubí tří parních systémů lišících se parametry páry. Hlavní částí každého ze systémů (přehřátá, přihřátá a vratná pára) je potrubí spojující komory kotle s připojovacím místem v blízkosti turbíny. Toto potrubí je tvořeno dvěma, resp. zčásti i čtyřmi paralelními potrubními větvemi. Z těchto hlavních tras vedou odbočky k jednotlivým bezpečnostním orgánům. Koncepce vychází z řešení podobných nadkritických bloků v Německu. Efektivní využití mechanických vlastností materiálu pro projektované parametry si vyžádalo aplikaci vysokojakostních legovaných ocelí X10CrWMoVNB9-2 pro parovody systému přehřáté páry a X10CrMoVNB9-1 pro parovody přihřáté páry a použití velkých tvarovek v kovaném provedení s kulovým tvarem hlavního tělesa. Oceli jakosti X10CrWMoVNB9-2 nebyly dosud na provozovaných výrobních blocích v České republice použity. Při návrhu parovodů bylo nutné zohlednit (při pevnostně dilatačním výpočtu) vliv dynamických a rovněž možných seizmických vlivů [76].

POSTUP OHÝBÁNÍ TRUBKY Z OCELI P92 PRO PAROVODY OSTRÉ PÁRY V ELEKTRÁRNĚ LEDVICE

Jednalo se o bezešvou trubku vnějšího průměru 528×94 mm, vyrobenou podle ČSN EN 10216-2. Zkouška postupu ohýbání byla uskutečněna podle EN 12952-5 na ohýbacím stroji Cojafex 1000. Vlastní ohýbání vzhledem k velkému tvářenému průřezu probíhalo zvolna a celkový čas ohýbání trval více než 23 hodin. Při procesu ohýbání dojde vždy k napěchování materiálu vnitřního rádiusu ohybu a tím ke zvětšení tloušťky ohybu v těchto místech. Tloušťka zde dosahovala cca 103 mm. Po ohnutí následovalo tepelné zpracování ohybu na jakost. To se skládá z austenitizace celého ohybu při teplotě $1\,050\text{ }^{\circ}\text{C}$, ze zrychleného ochlazování ve vodní lázni a z popouštění při teplotě $770\text{ }^{\circ}\text{C}$ [76].

Vyhodnocení bylo provedeno podle hodnot pro ocel značky X10CrWMoVNB9-2 podle harmonizované EN 10216-2. Ohyb trubky splňuje požadavky přílohy A EN 12952-5 a mechanické vlastnosti jsou vyšší než minimální hodnoty uvedené pro ocel značky X10CrWMoVNB9-2 v EN 10216-2 [76].



Obr. 13: Trubky z oceli P92 po ohybu [76]

5 APLIKAČNÍ OMEZENÍ ŽÁROPEVNÉ OCELI P92

Zajímavé výsledky přináší studie, týkající se napětí v potrubním ohybu. Snahou je především poukázat na aplikační omezení oceli P92 s ohledem na nadkritické parametry energetických celků a také na omezení způsobená konstrukčními částmi, jako jsou svarové spoje a místa se změnou tvaru (ohyby). Důraz je pak kladen na dosavadní získané výsledky creepových a mechanických vlastností oceli P92 jakožto základního materiálu, homogenního svarového spoje a materiálu po ohybu [77].

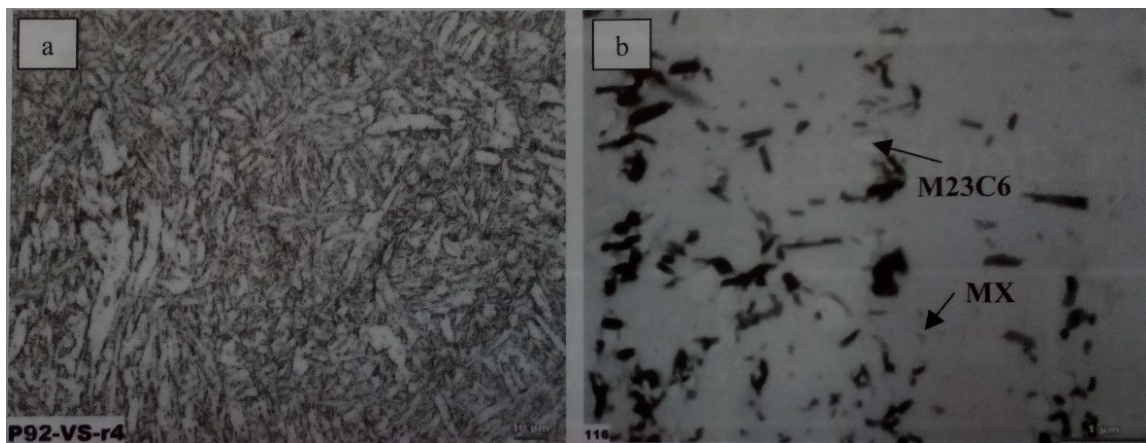
Ocel P92 se používá na potrubí admisní páry z kotle k VT dílu turbíny, např. u bloku o výkonu okolo 600 MW_{el} se bude jednat o zhruba půl kilometru dlouhý potrubní systém o průměru okolo 500 mm, který by měl pracovat při jmenovité teplotě páry 600 °C a přetlaku cca 30 MPa. Pro jeden blok se tak jedná o zhruba 450 až 500 tun materiálu. Střední doba užitečného života bloku (podle ČSN EN 45510-1) by měla být minimálně 40 let, což představuje pro potrubí admisní páry, coby extrémně zatížené zařízení jedné z hlavních částí bloku (podle čl. 3.3.6 ČSN EN 45510-1), dobu $2,5 \cdot 10^5$ provozních hodin. Pro celkovou životnost jsou stanoveny i počty studených, teplých a horkých startů. Z uvedené velikosti potrubních systémů tedy plyne nutnost zvládnutí svařování a následného tepelného zpracování po svařování na stavbě. Navíc tvarová náročnost potrubního systému vyžaduje bezpečné zvládnutí postupů výroby ohybů a kolen a získání znalostí o dopadu reálných technologických postupů nejen na výslednou geometrii, ale zejména na dlouhodobé vlastnosti materiálu, neboť materiál v ohybech projde vysokým stupněm plastizace [77].

VÝCHOZÍ STAV OCELI P92

Studovaná ocel P92 obou tloušťek potrubních ohybů je ve stavu:

- 1) po normalizaci při 1.050 °C a popuštěna při 780 °C (OD 350 × 39 mm)
- 2) po normalizaci při 1.060 °C (kaleno do vody) a popuštěna při 770 °C (OD 548 × 94 mm) [77]

Mikrostruktura oceli P92 po výchozím tepelném zpracování je v obou případech tvořena popuštěným martenzitem s tvrdostí přibližně 230 HV10, uvedena na obr. 14.



Obr. 14: Mikrostruktura výchozího stavu oceli P92 tvořená popuštěným martenzitem (a – SEM, b - TEM) [77]

V rámci experimentálního programu byl proveden zkušební ohyb bezešvé trubky. Jeho vlastnosti byly testovány z hlediska struktury, mechanických a žáropevných vlastností s ohledem na vliv plastické deformace vzniklé při ohybu. Dále byl zhotoven zkušební homogenní svar. Hlavní důraz byl kladen na zkoušky tečení a simulaci MKP napětí v koleni vysokoteplotního parovodu z oceli P92 [77].

OHYB TRUBKY O TLOUŠŤCE STĚNY 39 MM

- poloměr ohybu 1 050 mm, úhel ohybu 90 °,
- tvářecí teplota 920 až 960 °C,
- rychlost ohýbání 7 mm/min.

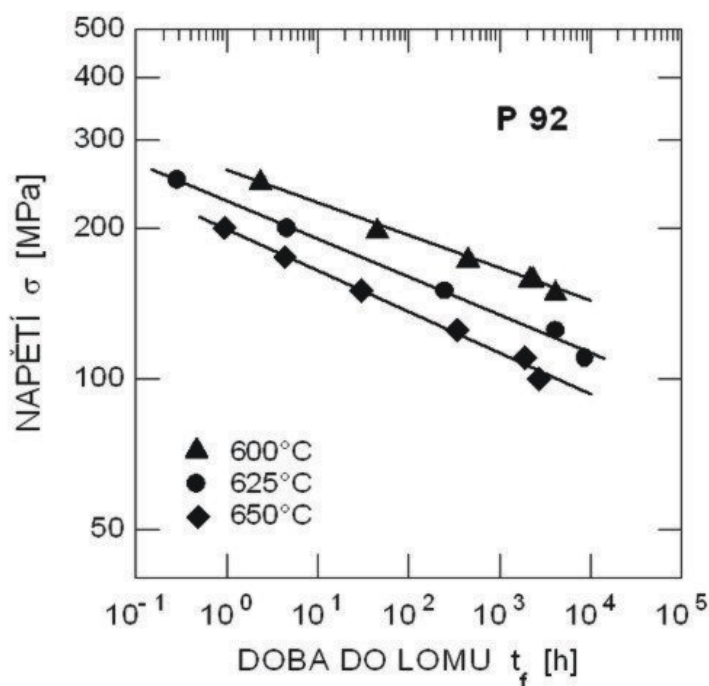
U ohybu bylo sledováno přetvoření v jednotlivých částech ohybu experimentálně (tloušťka tažené stěny kolena byla zúžena o 3,5 mm, naopak tloušťka tlačené stěny kolena byla zvětšena o 2,6 mm) i modelováním pomocí MKP [77].

OHYB TRUBKY O TLOUŠŤCE STĚNY 94 MM

Technologický postup ohýbání trubky o tloušťce stěny 94 mm byl téměř shodný s postupem pro tloušťku 39 mm s tím rozdílem, že tvářecí teplota musela být navýšena na 1 010 až 1 040 °C a rychlost ohýbání snížena na 3 mm/min. I v tomto případě bylo sledováno přetvoření v jednotlivých částech ohybu experimentálně i pomocí MKP [77].

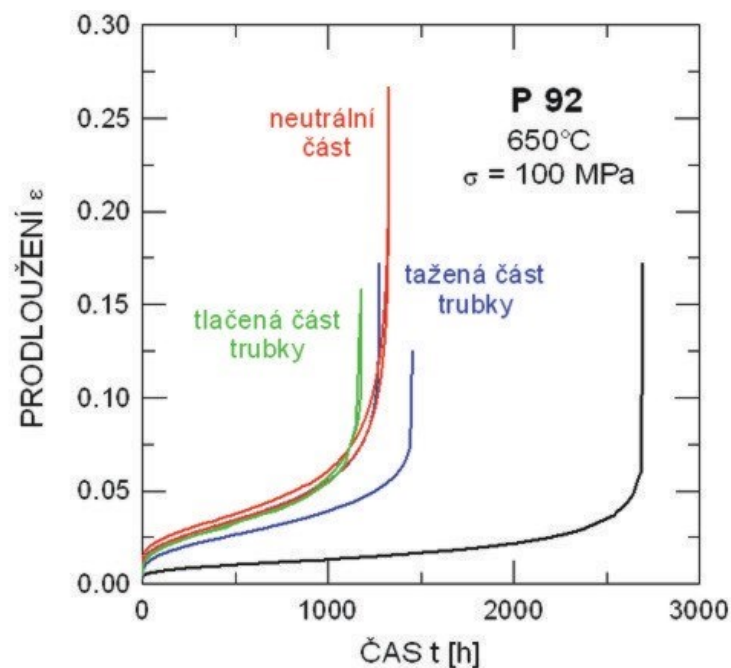
CREEPOVÉ ZKOUŠKY OCELI P92

Zkoušky tečení v podmínkách jednoosého tahového napětí při konstantním zatížení byly provedeny v laboratořích ÚFM AV ČR v Brně. Zkušební teploty byly zvoleny 600, 625 a 650 °C, tahové napětí od 100 do 250 MPa. Získané creepové křivky pro ocel P92 ve výchozím stavu jsou zobrazeny na obr. 15, kde je zároveň patrný i vliv teplotní degradace (zvýšení zkušební teploty z 600 °C o 50 °C vedlo ke zkrácení doby do lomu až o 2 řády) [77].



Obr. 15: Závislost mezi napětím a dobou do lomu pro výchozí stav oceli P92 při teplotách 600, 625 a 650 °C [77]

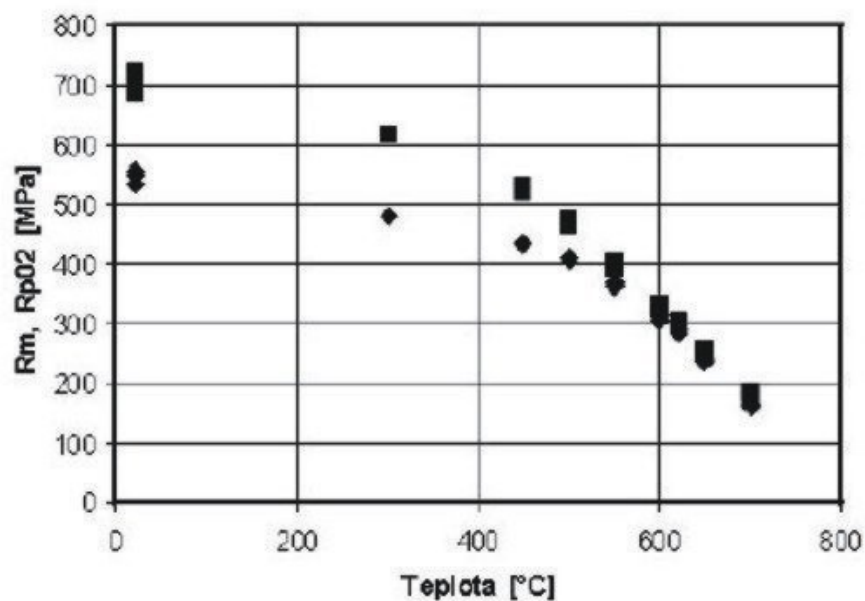
Reálné konstrukce energetických zařízení jsou však tvořeny svarovými spoji a místy tvarových změn (ohyby). Tato kritická místa ovlivňují dlouhodobé creepové chování, tzn. dochází k posunům creepových křivek ke kratším dobám do lomu. Creepové křivky částí ohnuté trubky (tažené, tlačené, neutrální) jsou porovnány s ohybem neovlivněného výchozího stavu na obr. 16 [77].



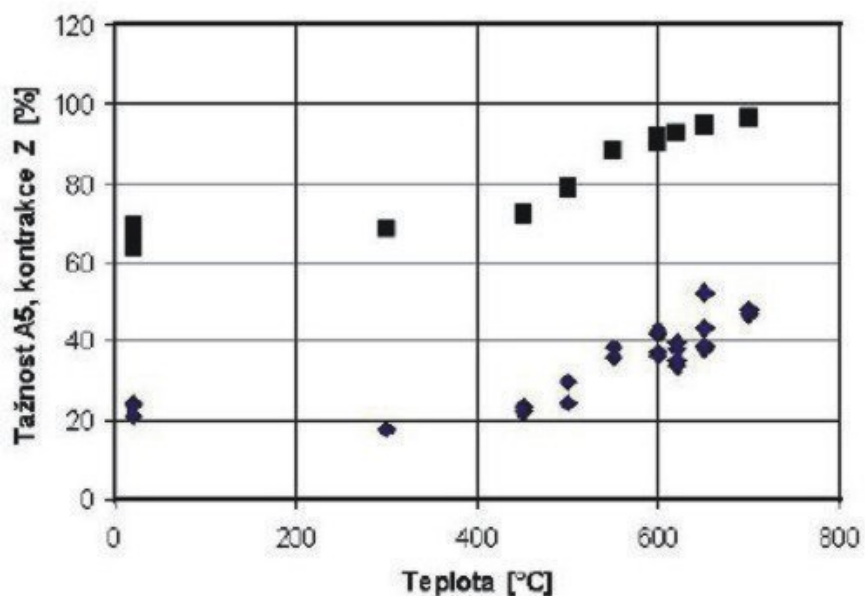
Obr. 16: Porovnání průběhů creepových křivek oceli P92 z různých částí ohnuté trubky (černá křivka odpovídá neohnuté trubce). Teplota 650 °C, napětí 100 MPa [77].

MECHANICKÉ VLASTNOSTI OCELI P92

Průběh mechanických vlastností oceli P92 v závislosti na zkušební teplotě je ukázán na obr. 17 a 18. Vlivem teplotní degradace při teplotě 600 až 650 °C dochází po době 10^4 h k poklesu hodnot meze kluzu a meze pevnosti asi o 50 MPa, tažnost A5 poklesne asi o 1/3 a vrubová houževnatost spadne na polovinu své původní hodnoty. Tyto výsledky odpovídají i výsledkům uvedeným v literatuře [78].



Obr. 17: Pevnostní charakteristiky výchozího stavu oceli P92 – mez kluzu R_{p02} a mez pevnosti R_m [77]

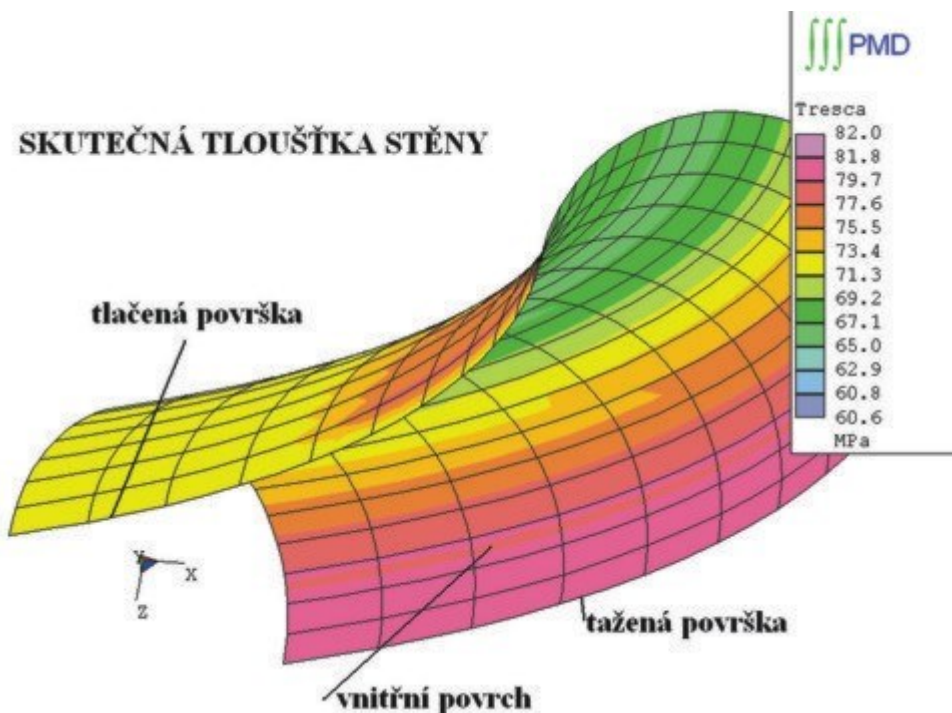


Obr. 18: Pevnostní charakteristiky výchozího stavu oceli P92 – tažnost A5 a kontrakce Z [77]

Vlivem plastických deformací vzniklých při ohýbání trubek a svarovými spoji samozřejmě dochází k významné změně mechanických vlastností materiálu. V případě ohybů je největší pokles pevnostních vlastností pozorován v tažené části ovlivněné oblasti, tzn. vnější povrch ohýbané trubky. V případě svarových spojů je místem největšího oslabení právě TOO [77].

OCEL P92 JAKO VT PAROVOD

Pro simulaci chování oceli P92 jako VT parovodu byly použity výsledky experimentálního měření změn tloušťek vlivem ohybu u trubky OD 548 x 94 mm. Koleno bylo namodelováno metodou konečných prvků v systému PMD v provedení se skutečně změřenou tloušťkou stěny. Na obr. 19 jsou znázorněny izoplochy redukovaného napětí na vnitřním povrchu kolena, zatíženého vnitřním přetlakem 30 MPa. Z obrázku je patrný poměrně výrazný dopad změny tloušťek po obvodu, daný přetvořením [77].



Obr. 19: Izoplochy redukovaného napětí na vnitřním povrchu kolena pro skutečnou tloušťku stěny (ohyb OD 548 × 94 mm). Koleno je zatíženo vnitřním přetlakem 30 MPa [77].

V případě provozní teploty 600 °C (teplota a přetlak odpovídají parametrům parovodů pro nový blok elektrárny Ledvice) a dobu provozu 10^5 h je časová pevnost oceli P92 okolo 110 MPa a pro $2 \cdot 10^5$ h okolo 90 MPa. I na tomto silně zjednodušeném příkladu je tedy vidět, že potenciál mechanických vlastností pro tuto ocel je vyčerpán při použití na parovody bloků o nadkritických parametrech budovaných v současnosti. Pro bloky plánované v dalších dekádách s teplotou páry nad 650 °C bude již nutné hledat jiné materiály [77].

6 TEPLOTNÍ CYKLY A TEPELNĚ OVLIVNĚNÉ OBLASTI SVAROVÝCH SPOJŮ

Vliv koncentrovaných zdrojů tepla používaných pro tavné svařování na strukturu a vlastnosti svarových spojů posuzujeme pomocí tak zvaných teplotních cyklů při svařování. Znalost teplotních cyklů při svařování využíváme také pro výzkum a vývoj svařitelnosti materiálů, studium praskavosti svarových spojů a detailní studium mikrostruktury a mechanických vlastností jednotlivých oblastí svarových spojů. Znalost teplotních cyklů při svařování je také základním předpokladem pro modelování svařovacích procesů pomocí moderní počítačové techniky [79].

ZDROJE TEPLA POUŽÍVANÉ PRO TAVNÉ SVAŘOVÁNÍ

V současné době se pro tavné svařování kovů nejčastěji používají zdroje tepla uvedené v tabulce 4. Důsledkem působení těchto velmi koncentrovaných zdrojů tepla na svařovaný materiál jsou změny jeho mikrostruktury a mechanických vlastností, které posuzujeme podle konkrétního průběhu teplotního cyklu při svařování v posuzovaném místě svarového spoje [79].

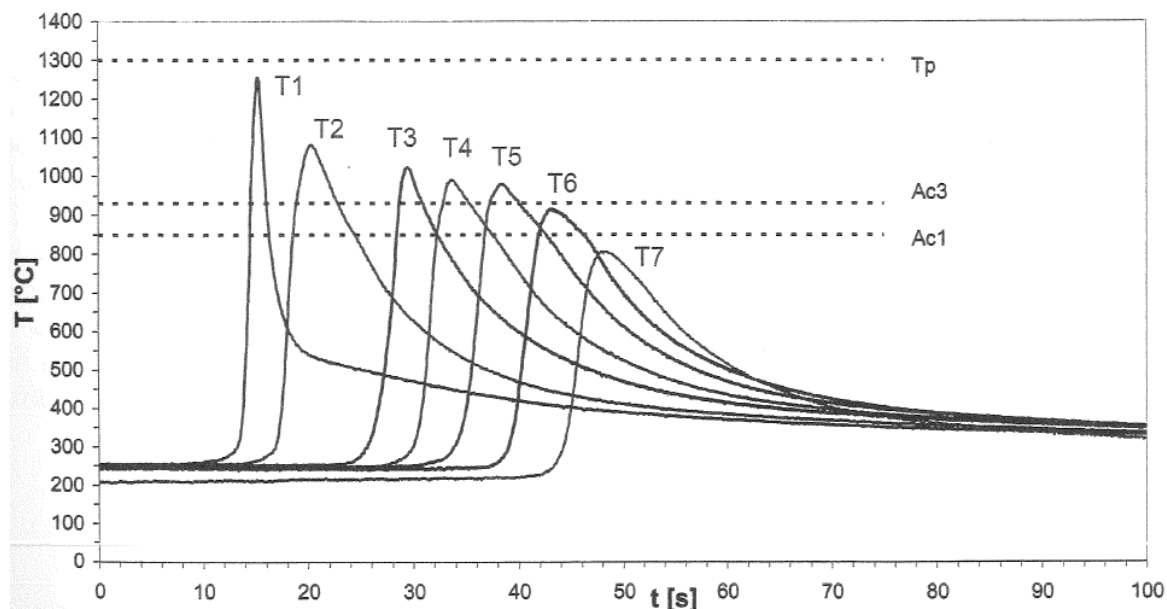
Tab. 4: Zdroje tepla pro tavné svařování [80]

Zdroj tepla	Nejmenší plocha ohřevu [cm²]	Max. tepelný výkon [W.cm²]
Plamen C ₂ H ₂ – O ₂	$1 \cdot 10^{-2}$	$1 \cdot 10^3$
Elektrický oblouk (111)	$1 \cdot 10^{-3}$	$1 \cdot 10^4$
Elektrický oblouk (131,141)	$1 \cdot 10^{-4}$	$1 \cdot 10^5$
Plazmový oblouk	$1 \cdot 10^{-6}$	$1 \cdot 10^7$
Elektronový paprsek	$1 \cdot 10^{-7}$	$1 \cdot 10^8$
Laser	$1 \cdot 10^{-8} \div 1 \cdot 10^{-11}$	$1 \cdot 10^9 \div 1 \cdot 10^{13}$

6.1 TEPLOTNÍ CYKLY PŘI SVAŘOVÁNÍ

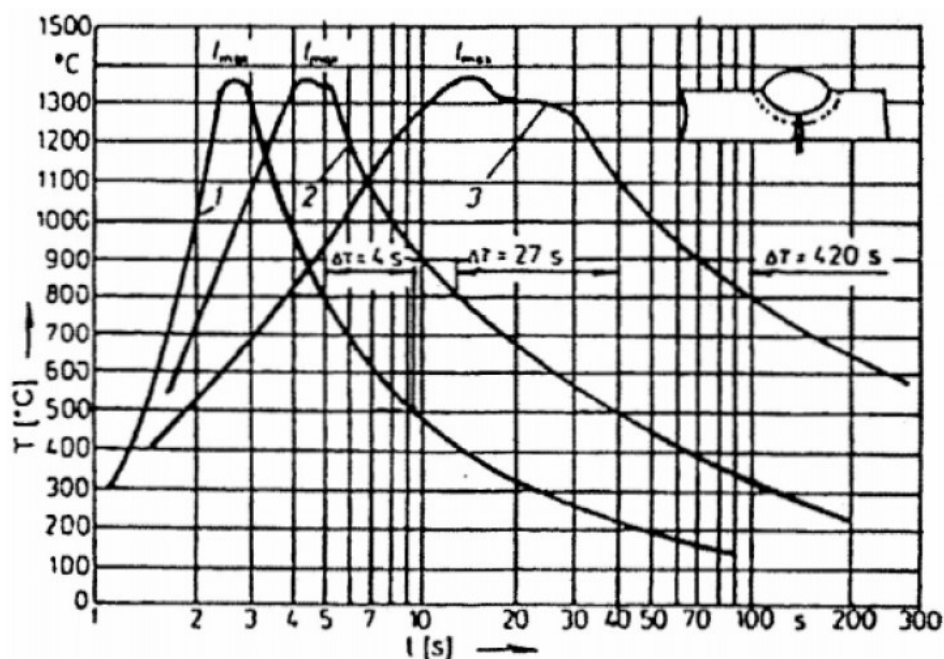
Příčinou vzniku teplotního cyklu při svařování je zdroj tepla, který musí působit v oblasti svarového spoje, aby byla zajištěna termická aktivace svařovaných povrchů. Přiváděné teplo a vedení tepla jsou pak příčinou vzniku teplotního cyklu [79].

Teplotní cyklus vyjadřuje závislost průběhu teploty na čase v posuzovaném místě svarového spoje. Typický průběh teplotních cyklů v TOO svarového spoje oceli P91 v různých vzdálenostech od hranice natavení uvádí obr. 20 [79].



Obr. 20: Průběh teplotních cyklů [81]

Teplotní cyklus je charakterizován oblastí ohřevu, tj. nárůstem teploty z počáteční teploty až na maximální teplotu. Rychlost ohřevu na maximální teplotu je dána fyzikálními vlastnostmi svařovaného materiálu, použitou technologií svařování a intenzitou použitého zdroje tepla. Například u technologie 111 je rychlost ohřevu cca $300 \div 400 \text{ }^{\circ}\text{C.s}^{-1}$. Při pulsním svařování elektrickým odporem je vyšší než $1000 \text{ }^{\circ}\text{C.s}^{-1}$. Při řezání kyslíkem dosahuje až $1750 \text{ }^{\circ}\text{C.s}^{-1}$. Po dosažení maximální teploty dochází k ochlazovací fázi teplotního cyklu, ve které rovněž změna teploty závisí na vlastnostech materiálu, technologii a podmínkách svařování. Příklady charakteristických tvarů teplotních cyklů naměřených v jednom bodě TOO při svařování různými technologiemi svařování jsou na obr. 21 [79].

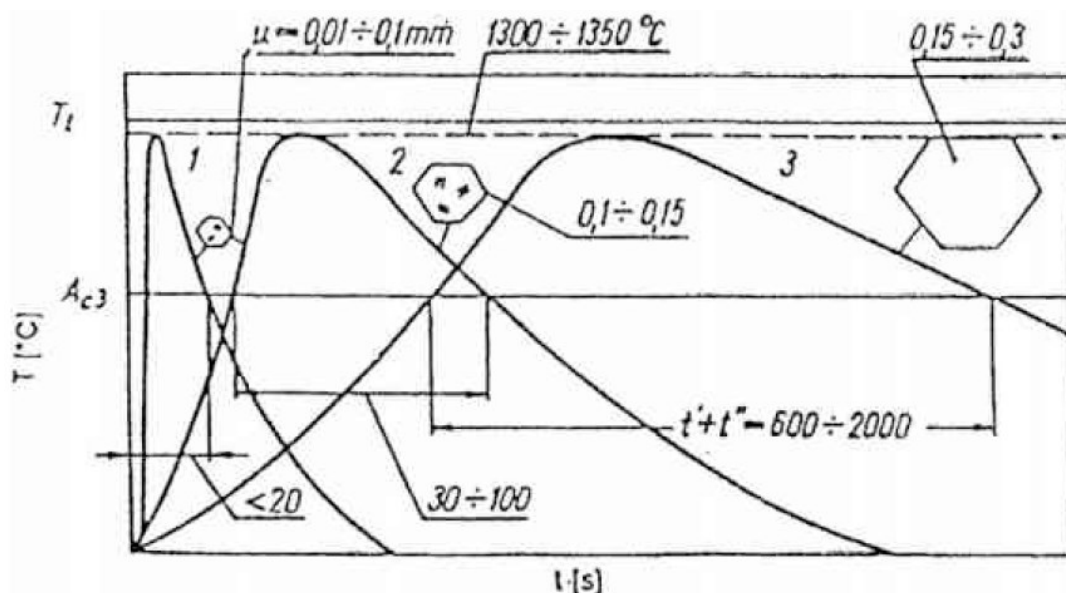


Obr. 21: Teplotní cykly podhousenkové oblasti [82]

- 1 – svařování elektrickým obloukem obalenou elektrodou,
- 2 – svařování automatem pod tavidlem,
- 3 – elektrostruskové svařování

Protože u ocelí je přeměna $\alpha \rightarrow \gamma$ tepelně aktivovaný proces a prochází etapami nukleace zárodků a jejich růstu, způsobí velká rychlost ohřevu teplotní hysterezi bodů přeměny. To znamená, že za těchto podmínek nezačne přeměna $\alpha \rightarrow \gamma$ při rovnovážné teplotě, ale při teplotě o 50 až 300 °C vyšší. Vysoká rychlost ohřevu ovlivňuje kromě teplotní hystereze bodů přeměny i kinetiku této přeměny a stupeň homogenizace tuhého roztoku. Při dostatečně vysokých rychlostech ohřevu ($1000 \text{ } ^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$) může při ohřevu existovat ještě při teplotě 1000 °C netransformovaný ferit. Perlit transformuje na austenit. Chemické složení se vyrovnává difuzí uhlíku z austenitu do feritu. Následně dochází k transformaci feritu na austenit. I když je koeficient difuze uhlíku ve feritu při těchto teplotách mnohem vyšší než koeficient difuze uhlíku v austenitu je přesto homogenizace austenitu i při vysokých rychlostech ohřevu dostatečná a jemné zrno struktury zůstává zachováno [79].

Druhou fází teplotního cyklu – maximální teplotu nebo čas setrvání nad určitou vysokou teplotou můžeme naopak pokládat za míru zhrubnutí (růstu zrna). Čím je tento čas delší, tím je i zhrubnutí zrna větší. Růst zrna v pásmu přehřátí TOO svarového spoje v závislosti na době výdrže nad teplotou přehřátí znázorňuje schematicky obr. 22 [79].



Obr. 22: Růst zrna při svařování: 1 – svařování obalenou elektrodou
2 – svařování automatem pod tavidlem
3 – elektrostruskové svařování [82]

Ochlazovací větev teplotního cyklu ovlivňuje zejména strukturní přeměnu $\gamma \rightarrow \alpha$ a difuzi, zejména vodíku. Čím je rychlost ochlazování v oblasti transformačních teplot vyšší tím větší je pravděpodobnost získání nerovnovážných struktur – např. martenzitu. Čím menší je rychlost ochlazování při teplotách pod 300 °C tím větší je pravděpodobnost vydifundování (úniku) vodíku z oblasti svarového spoje [83].

Teplotní cykly se nejčastěji charakterizují následujícími parametry:

1. Rychlost nebo čas ohřevu na maximální teplotu.
2. Čas výdrže nad teplotami A_{c1} , A_{c3} a teplotou přehřátí $T_{př}$.
3. Maximální dosažená teplota cyklu T_{max} .
4. Rychlost ochlazování [79].

Rychlost ochlazování vyjadřujeme nejčastěji parametrem času ochlazování např:

- $t_{8/5}$ mezi teplotami 800 a 500 °C ($\Delta t_{8/5}$)
- $t_{12/8}$ mezi teplotami 1200 a 800 °C
- $t_{T_{max}/10}$ mezi maximální teplotou cyklu a 100 °C [79]

U ocelí s polymorfní přeměnou nejčastěji používáme parametr $t_{8/5}$, který nejlépe charakterizuje produkty transformace $\gamma \rightarrow \alpha$ [79].

6.2 TEPELNĚ OVLIVNĚNÉ OBLASTI SVAROVÝCH SPOJŮ

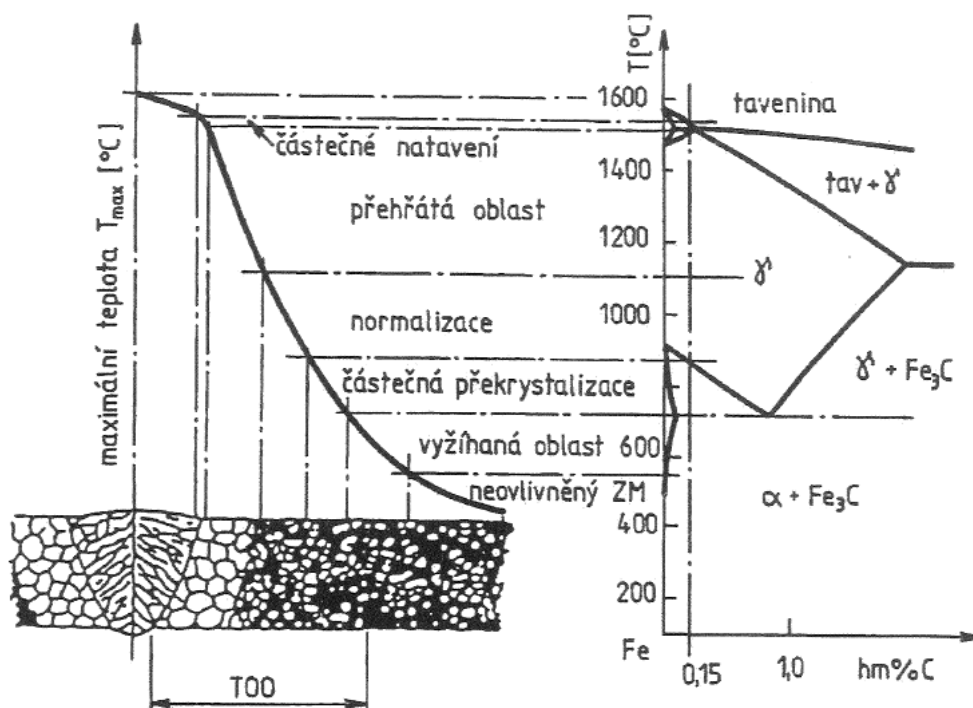
Při svařování kovů a slitin s polymorfní přeměnou dochází v TOO k výrazným změnám mikrostruktury, které mají zásadní vliv na vlastnosti svarových spojů. Tyto přeměny závisí zejména na:

- chemickém složení ocelí
- původní mikrostruktuře
- teplotních cyklech, kterými byla TOO ovlivněna (rychlost ohřevu, T_{\max} , rychlost ochlazování) [79]

Podle maximální teploty T_{\max} rozdělujeme svarový spoj ocelí s úplnou přeměnou $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ na následující oblasti:

1. Svarový kov – část svarového spoje zahřátá nad teplotu likvidu T_L .
2. Přechodové pásmo = hranice ztavení (natavení) – úzká zóna zahřátá na teplotu mezi teplotou solidu T_S a T_L .
3. Tepelně ovlivněná oblast svarového spoje – TOO s následujícími dílčími pásmy:
 - **pásmo přehřátí** definované rozmezím teplot $T_{\text{př}} \div T_S$.
 - **pásmo normalizace** definované rozmezím teplot $T_{\text{př}} \div A_{c3}$.
 - **pásmo částečné překrystalizace** definované rozmezím teplot $A_{c1} \div A_{c3}$.
 - pásmo ovlivněné na teploty nižší než A_{c1} [79].

Schématické rozdělení tavného svarového spoje na dílčí oblasti podle dosažené T_{\max} teplotního cyklu uvádí obr. 23. Orientační šířky pásem TOO uvádí tabulka 5. Následuje podrobný popis jednotlivých oblastí svarového spoje.



Obr. 23: Vliv teplotního cyklu svařování na strukturu svarového spoje [79]

Tab. 5: Orientační šířky jednotlivých pásem TOO [79]

Metoda svařování	Šířka TOO [mm]		
	nad Ac1	nad Ac3	přehřátá oblast
111	3 až 8	0,3 až 1	0,1 až 0,3
135, 111	3 až 8	0,3 až 1	0,1 až 0,3
121	3 až 15	0,3 až 2	0,1 až 0,5
72	5 až 50	1 až 10	0,5 až 5
51	0,3 až 1	0,1 až 0,3	0 až 0,1
15	0,3 až 1	0,1 až 0,3	0 až 0,1

1) Svarový kov – je částí svarového spoje všech tavných metod svařování, která je v důsledku působení zdroje tepla při svařování zahřátá nad teplotu likvidu T_L . Na jeho vytvoření se může podílet základní materiál a přídatný materiál nebo pouze základní materiál. Podíl přetaveného základního materiálu ve svarovém kovu označujeme jako stupeň promísení. Je závislý na použité technologii svařování a poloze pokládané vrstvy svarového kovu (kořen – výplň). Od svarových kovů se vyžaduje, aby měly vlastnosti pokud možno shodné se základním svařovaným materiálem [79].

2) Pásmo částečného natavení (ztavení) – je úzká zóna zahřátá na teplotu mezi teplotou solidu T_S a teplotou likvidu T_L , odděluje svarový kov a TOO. Tato zóna je na příčném řezu svarového kovu (po naleptání) zřetelná, poněvadž rozdíl obou struktur části svarového spoje je zřetelný. U legovaných ocelí nebo austenitických CrNi ocelí lze pozorovat i její strukturu [79, 84].

3) Pásmo přehřátí – je tedy oblast s teplotami nad A_{c3} . V pásmu přehřátí, podobně jako v pásmu normalizace dochází k úplné transformaci $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$. Dále však prakticky u všech metod svařování dochází v tomto pásmu k výraznému růstu zrna. U běžných uhlíkových ocelí je teplota přehřátí tj. teplota, nad kterou pozorujeme růst zrna $\sim 1050^\circ\text{C}$. U nízkolegovaných ocelí je teplota přehřátí v podmínkách svařování přibližně 1200°C . U mikrolegovaných ocelí se tato teplota může zvýšit až na 1350°C . Při dosažení teploty 1350°C se v legovaných ocelích rozpustí v austenitu téměř všechny karbidy i karbonitridy, vč. karbidu vanadu a také nitridy hliníku. Tím se dostal uhlík i legující prvky do tuhého roztoku [84]. Míra růstu zrn závisí na chemickém složení oceli a intenzitě tepelného ovlivnění, které charakterizuje především měrný tepelný příkon zdroje tepla při svařování Q . Proto relativně malý růst zrna pozorujeme u technologie 111. Podstatně větší zhrubnutí zrna pozorujeme při svařování pod tavidlem a při elektrostruskovém svařování může velikost zrn dosáhnout i několika mm [79]. Růst zrna znázorňuje obr. 22.

Důsledkem zhrubnutí zrna je:

- zhoršení plasticity pásma
- brzdí kinetiku rozpadu austenitu a proto preferuje vylučování feritu v štěpných rovinách austenitu za vzniku widmanstättenovy struktury nebo struktur vzniklých bezdifuzní transformací
- zvyšuje náchylnost tohoto pásma k likvačním a studeným trhlinám a náchylnost k žíhacím trhlinám [79]

Podle rychlosti ochlazování může v tomto pásmu TOO vzniknout struktura martenzitická, bainitická, feriticko-perlitická nebo struktury smíšené [79].

4) Pásmo normalizace – se nachází v rozmezí teplot $A_{c3} \div 1200^\circ\text{C}$, jež odpovídá teplotám normalizačního žíhání (odtud název). Tzn., že celá tato oblast by měla být přetransformována [84]. Během fáze ohřevu je mikrostruktura této zóny čistě austenitická s polyedrickými zrny. Při ochlazování může v závislosti na dosažené rychlosti ochlazování vznikat celá škála mikrostruktur jako - martenzitická, bainitická, feriticko-perlitická nebo mikrostruktury smíšené. Typ mikrostruktury můžeme určit podle rychlosti ochlazování a

ARA diagramu v podmínkách svařování. Nižší teploty, než je teplota přehřátí a poměrně krátký čas setrvání nad teplotou A_{c3} způsobí, že austenitické zrna nestačí zhrubnout a spolu s rychlostí ochlazování umožní získat po ochlazení jemnozrnnou strukturu [79].

5) Pásmo částečné překrystalizace – je v rozmezí teplot $A_{c1} \div A_{c3}$ charakteristické svou „chomáčkovou“ strukturou. Strukturní změny jsou zde vázané na polymorfizmus ocelí. Výchozí struktura je stabilní do teploty A_{c1} . Protože je tato přeměna závislá na rychlosti difuze, je proto třeba i k částečné transformaci odpovídající příslušné teplotě i určitý čas. Tzn., že tato přeměna neprobíhá v celém objemu zrna perlitu. V částech již přetransformovaných $\alpha \rightarrow \gamma$ probíhá souběžně difuze uhlíku do okolního dosud netransformovaného feritu. Tímto mechanismem vzniká pro toto pásmo charakteristická „chomáčková“ struktura, poněvadž okamžitý stav se vlivem rychlého ochlazení zpravidla zachová. V důsledku toho vzniká nehomogenní struktura co do velikosti zrn i produktů transformace při ochlazení. Snížení plastických vlastností tohoto pásma je dáno tím, že na jedné straně difuze uhlíku z transformovaného perlitu relativně zjemňuje sekundární zrna, na druhé straně umožňuje vznik většinou přechodných, přesycených struktur [84].

Odlišný charakter struktury v pásmu částečné překrystalizace ($A_{c1} \div A_{c3}$) vykazuje svarový spoj zušlechťených ocelí. Tepelným zpracováním, kalením a popuštěním je výchozí struktura zpravidla tvořena vysoko popuštěným martenzitem. V porovnání s feriticko-perlitickou strukturou má zušlechťená ocel rovnoměrnější rozložení cementitu (karbidu) a tím i uhlíku [84].

Ve feritické matici jsou vyloučeny částice cementitu. U ocelí legovaných Cr, Mo, V a W mohou být ve feritu vyloučeny i karbidy nebo karbonitridy těchto prvků, případně částice typu MX. Při svařování proto nemůže transformovat perlit na austenit, protože se ve struktuře nevyskytuje. Přeměna $\alpha \rightarrow \gamma$ nukleuje heterogenně na hranicích původních austenitických zrn nebo na vměstečích. Vznikající austenit nemá eutektoidní koncentraci, ale průměrnou koncentraci uhlíku v oceli. Při neúplné transformaci $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ se proto tvoří v původní mikrostruktuře ostrůvky troostitu. Jejich podíl je tím větší čím se dosažená teplota blíží teplotě A_{c3} . V pásmech TOO zahřátých na vyšší teploty se již rozdíly v mikrostruktuře ztrácejí [79].

6) Pásmo ohřáté na teploty nižší než A_{c1} – se nachází v rozmezí teplot A_{c1} a teplotou okolí svařovaného materiálu. Jedná se o vyžíhanou oblast a oblast neovlivněného základního materiálu. Někdy bývá toto pásmo označováno jako TOO bez přeměn. Podle výše dosažené teploty mohou v něm probíhat precipitační procesy vč. stárnutí. Dochází zde

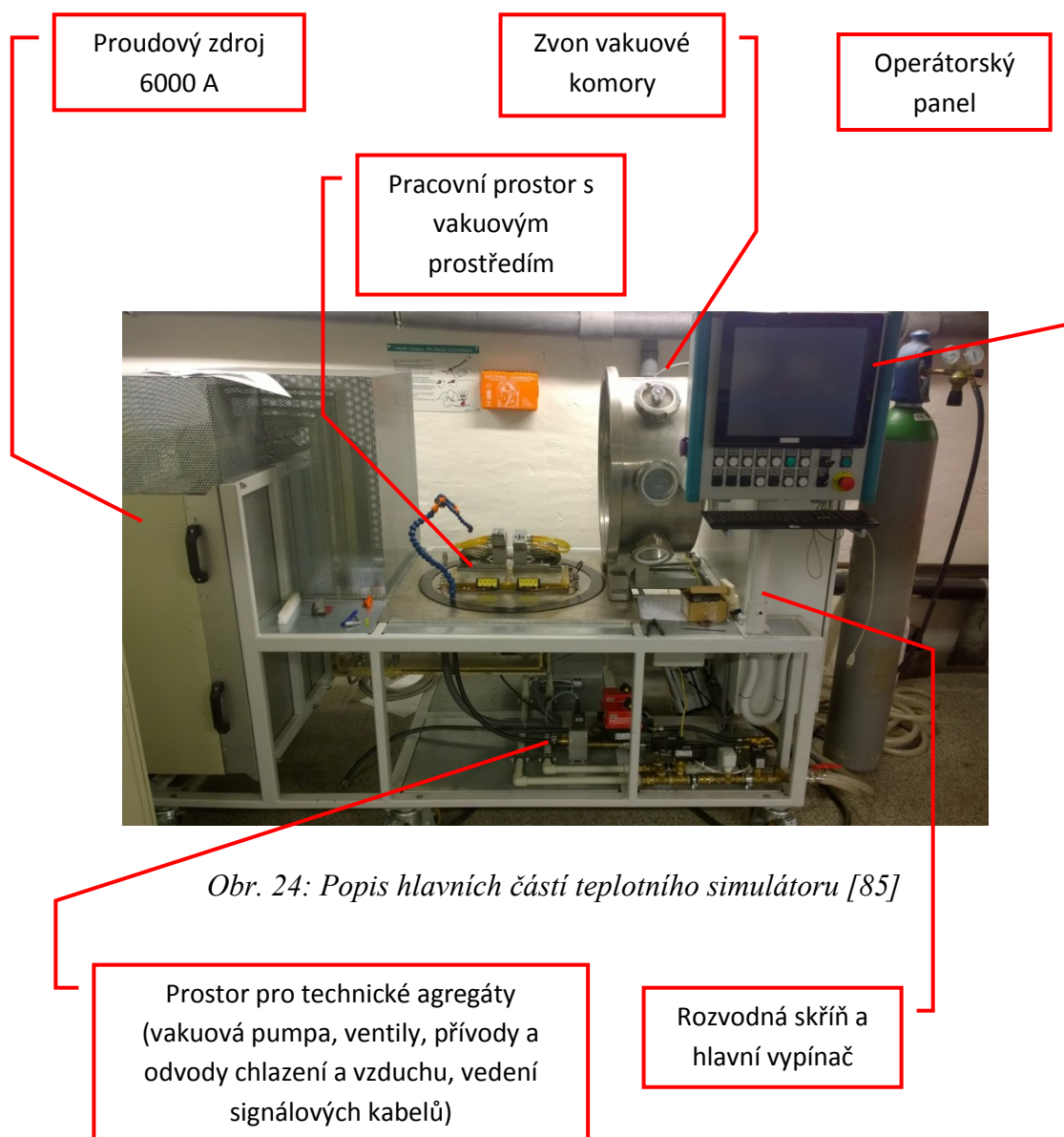
také k rekrytalizaci deformovaných zrn a ke koagulaci cementitu v uhlíkových ocelích. V nízkolegovaných ocelích probíhají poněkud složitější procesy. Např. v oceli CrMoV při teplotách nižších než 500 °C dochází k precipitaci ϵ - karbidu, dále k precipitaci karbidu M_3C a rozpadu zbytkového austenitu. Nad teplotou 500 °C se rozpadá cementit a precipitují karbidy molybdenu Mo_2C a karbidy vanadu V_4C_3 . Precipitace karbidu V_4C_3 je pak spojena se sekundárním vytvrzováním struktury [84].

7 MODELOVÁNÍ TEPLOTNÍCH CYKLŮ NA SIMULÁTORU

Cílem experimentu byla simulace teplotního cyklu pásma normalizace při svařování metodou TIG s max. teplotou 1060 °C. Simulace svařování se prováděla na vzorcích z oceli P92 o rozměrech 10 mm x 10 mm x 100 mm na teplotním simulátoru na VŠB – TU Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství.

POPIS ZAŘÍZENÍ

Teplotní simulátor je laboratorní zařízení pro fyzikální simulaci teplotních křivek pro kovové vzorky. Princip funkce je založen na ohmickém ohřevu průchodem elektrického proudu vzorkem. Předpokládaný vzorek musí být elektricky a tepelně vodivý kov s parametry podobnými oceli. Na obr. 24 je celkový pohled na teplotní simulátor s popisem hlavních částí.



Obr. 24: Popis hlavních částí teplotního simulátoru [85]

Technické parametry zařízení

Maximální proud:	6000 A
Maximální napětí:	7 V
Maximální teplotní gradient ohřevu:	200 °K/s
Maximální teplotní gradient chlazení:	50 °K/s
Maximální teplota vzorku:	1250 °C
Minimální teplota vzorku:	15 °C
Průřez zkušebního vzorku:	10 mm x 10 mm
Délka zkušebního vzorku:	70 až 140 mm
Minimální dosažený tlak:	0,15 mBar
Zdroj napájení:	3 x 400 V, 63 A
Rozměry zařízení:	2000 mm x 1000 mm x 1600 mm
Váha zařízení:	750 kg

PŘÍPRAVA ZKUŠEBNÍCH VZORKŮ

Pro modelování teplotních cyklů bylo použito celkem 16 ks vzorků o rozměrech 10 mm x 10 mm x 100 mm z oceli P92. Na obr. 25 je znázorněn vzorek z oceli P92.



Obr. 25: Vzorek z oceli P92 o rozměrech 10 mm x 10 mm x 100 mm [85]

Na vzorky bylo nutné přivařit termočláňkové snímače typu K, jeden je ukázán na obr. 26.



Obr. 26: Termočláňkový snímač typu K [85]

Ke svaření konců termočláňkových vodičů a k přivaření termočláňku ke vzorku byla použita svářečka TL-Weld, obr. 27.

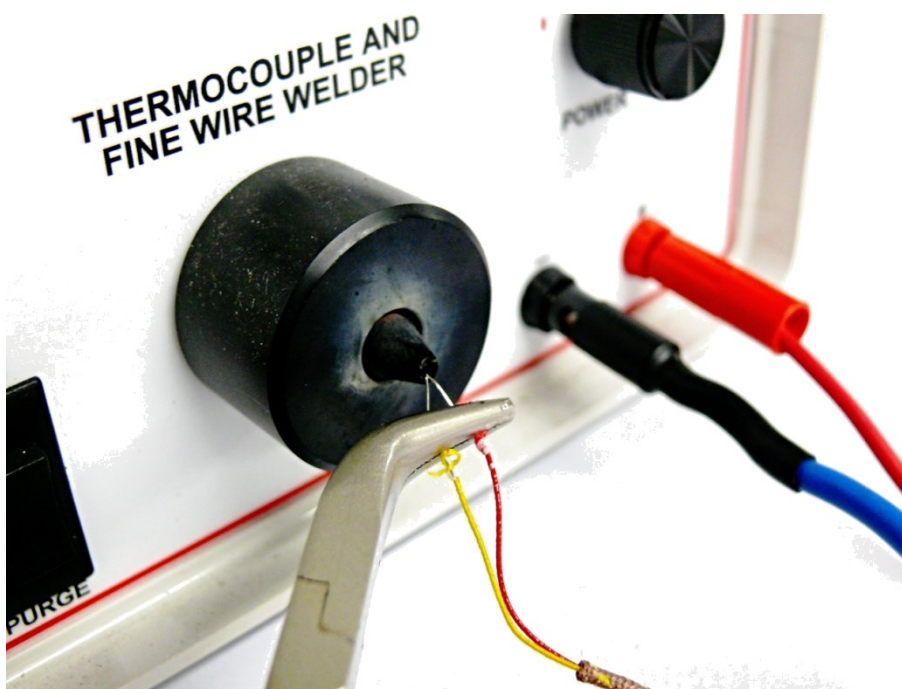


Obr. 27: Svářečka TL-Weld [85]

Technické parametry zařízení

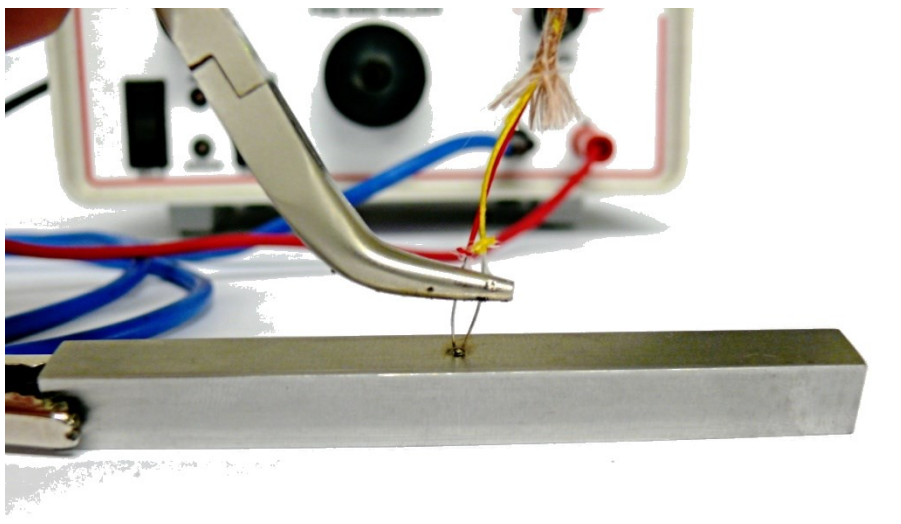
Energetický výkon:	0-60 J
Svařovací kapacita:	průměr drátu do 1,1 mm
Počet cyklů:	min. 5-10 svarů/min
Zdroj napájení:	220-250 V, 50-60 Hz
Rozměry zařízení:	220 x 120 x 250 mm
Váha zařízení:	4 kg

Z konců termočlánekových vodičů se odstranila izolace. Konce se uchytily do kleští připojených ke kladnému pólu tak, aby se spolu dotýkaly a přiložily se na uhlíkovou zápornou elektrodu. Stiskem vypínače se svařily, jak je uvedeno na obr. 28.



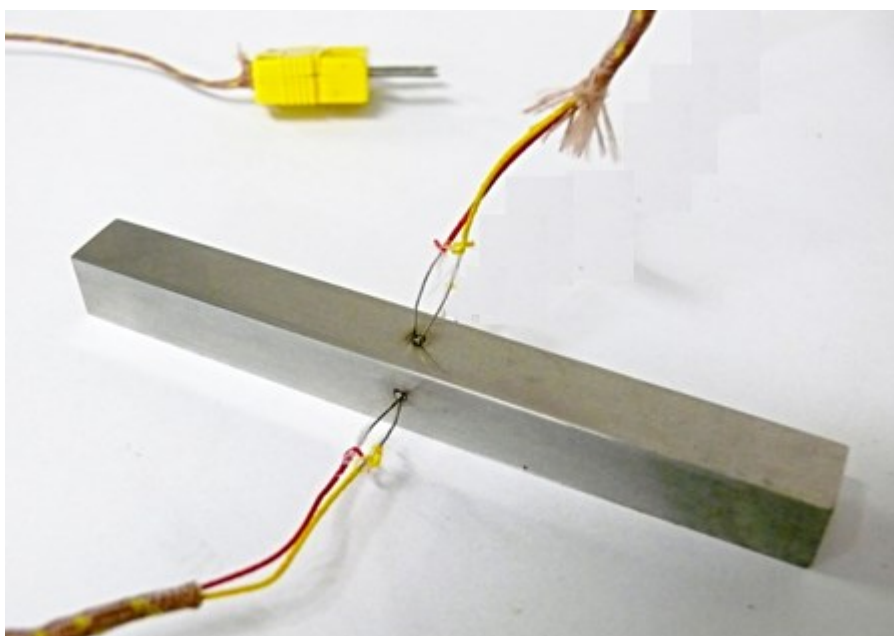
Obr. 28: Svaření volných konců vodičů termočlánu [85]

Následně se k ocelovému vzorku připojila kleština se záporným pólem. Svařený konec vodičů termočlánu uchycený v kleštích se přiložil do středu délky ocelového vzorku k jeho povrchu. Stiskem svařovacího spínače vznikl svar mezi termočlánekem a vzorkem, jak je vidět na obr. 29.



Obr. 29: Přivaření termočládku ke vzorku [85]

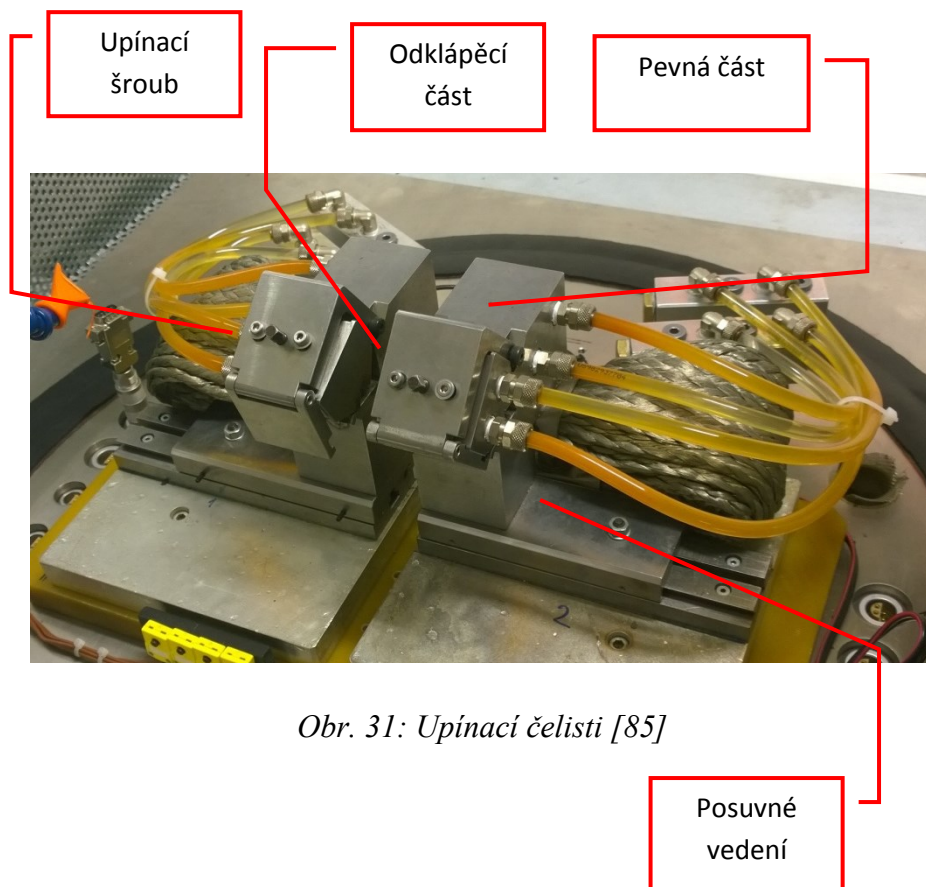
Na každý vzorek se přivařily 2 termočládky kvůli eliminaci chyb měření a zvýšení spolehlivosti z důvodu možného poškození termočládku v průběhu simulace teplotního cyklu, jak je ukázáno na obr. 30. Pro optimální měření se termočládkové dráty nesmí vzájemně dotýkat nad povrchem vzorku.



Obr. 30: Vzorek se dvěma přivařenými termočládky

UPNUTÍ ZKUŠEBNÍHO VZORKU

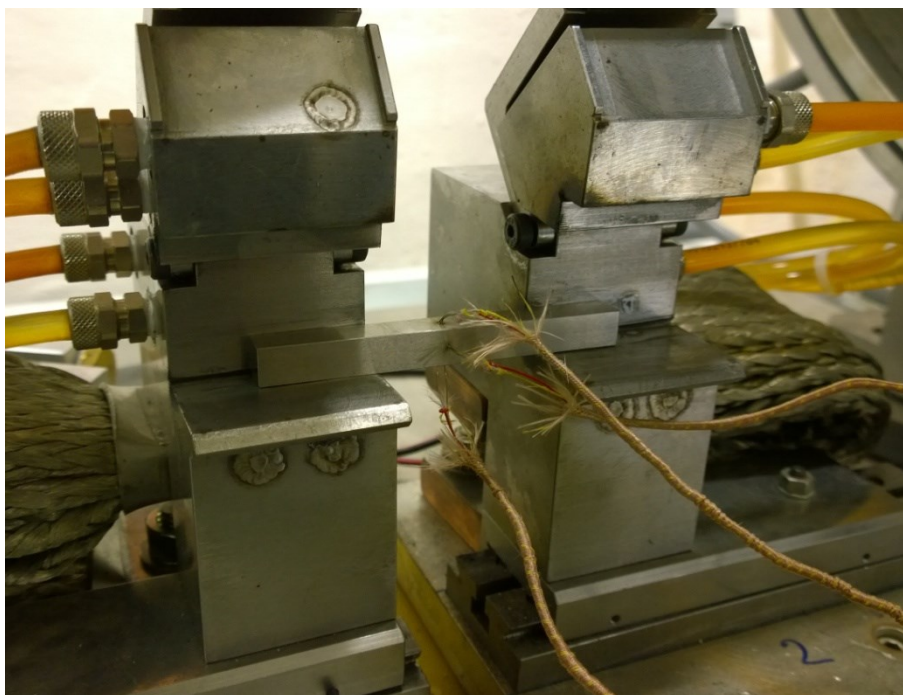
Ocelový vzorek se upne do nastavitelných čelistí teplotního simulátoru. Čelisti jsou složeny z pohyblivých dílů, viz obr. 31.



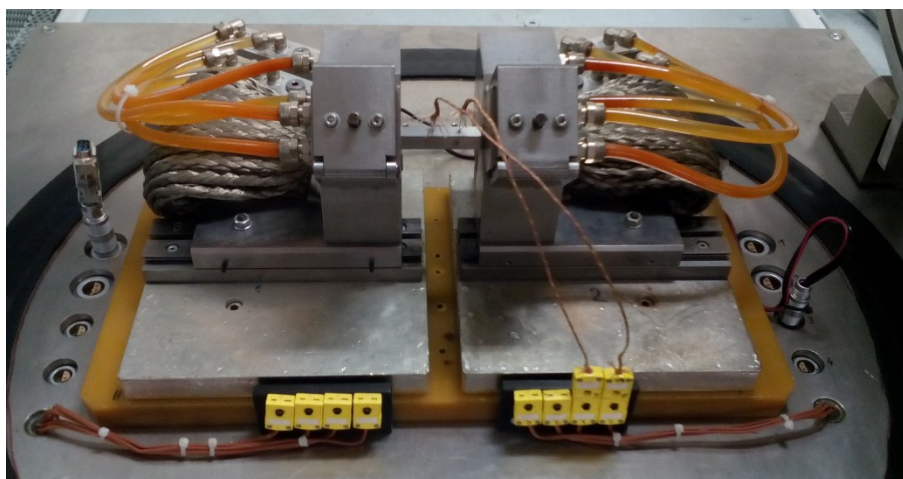
Obr. 31: Upínací čelisti [85]

Postup upnutí vzorku:

- Povolit čelisti pomocí upínacího šroubu se čtyřhrannou hlavou.
- Povolit posuvné vedení čelistí šroubem ve vodící desce.
- Odklopit pohyblivé části čelistí i s upínacími deskami.
- Vložit vzorek do čelistí, viz obr. 32.
- Horizontální posuv vedení nastavit pro požadovaný rozestup čelistí, přičemž termočlánekový snímač je v polovině rozestupu. Cílem je zajistit rovnoměrné vložení vzorku do čelistí s minimální délkou vyložení v každé čelisti 10 mm.
- Uzavřít čelisti a dotáhnout upínací šrouby se čtyřhrannou hlavou, viz obr. 33.

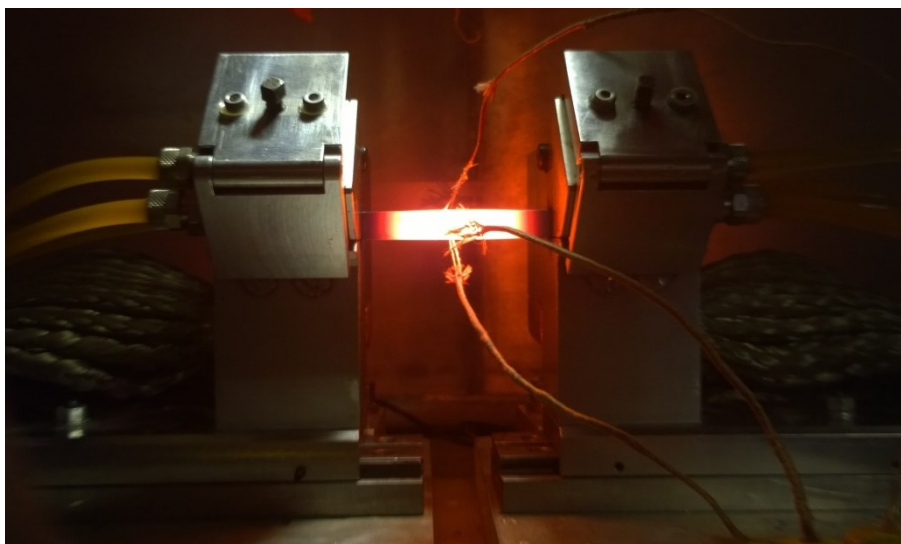


Obr. 32: Otevřené upínací čelisti se vzorkem [85]



Obr. 33: Uzavřené čelisti se vzorkem, se 2 zapojenými termočlánky

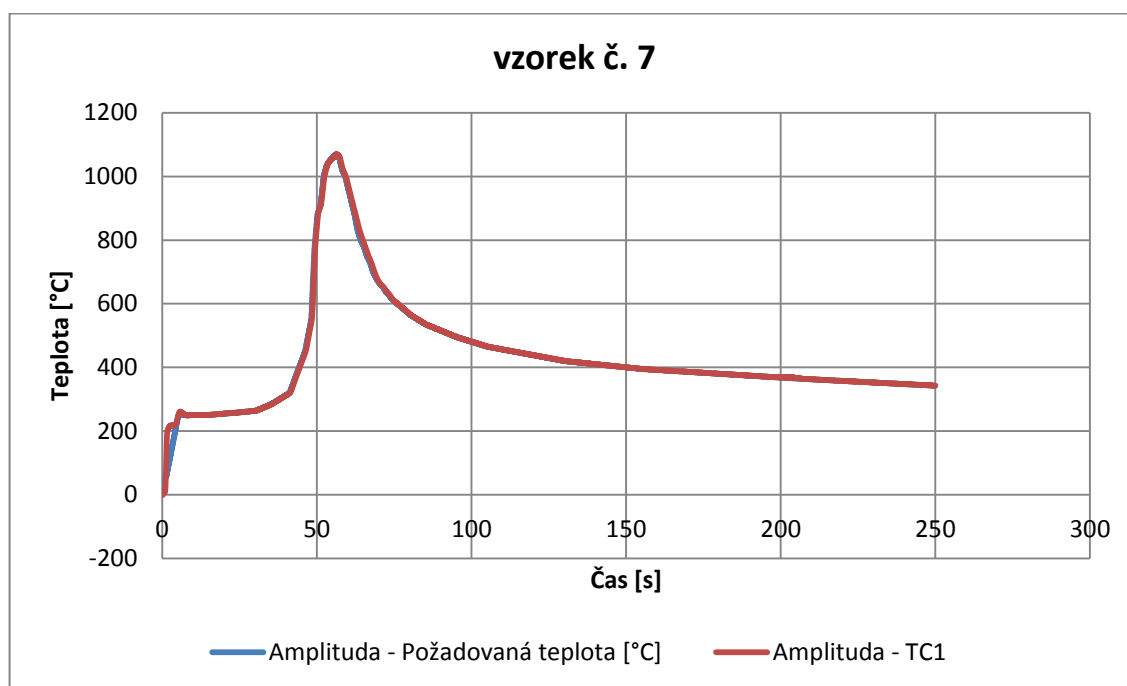
Po uchycení vzorku v čelistech se uzavře zvon vakuové komory. Uvnitř čelistí proudí studená voda pro jejich chlazení. V programu teplotního simulátoru se zadají potřebné údaje pro naměření teplotního cyklu pro dané pásmo TOO. Na obrazovce se zobrazí průběh teplotního cyklu a zkontrolují se zadané údaje. Spustí se program simulátoru, kdy se vzorek zahřívá na zadanou teplotu, viz obr. 34. Po dosažení zadané teploty se vzorek začne ochlazovat na minimální teplotu, tj. 15 °C. Ochlazovací křivka se zobrazuje na monitoru. Tímto způsobem se vymodeluje daný teplotní cyklus příslušného pásma tepelně ovlivněné oblasti (TOO).



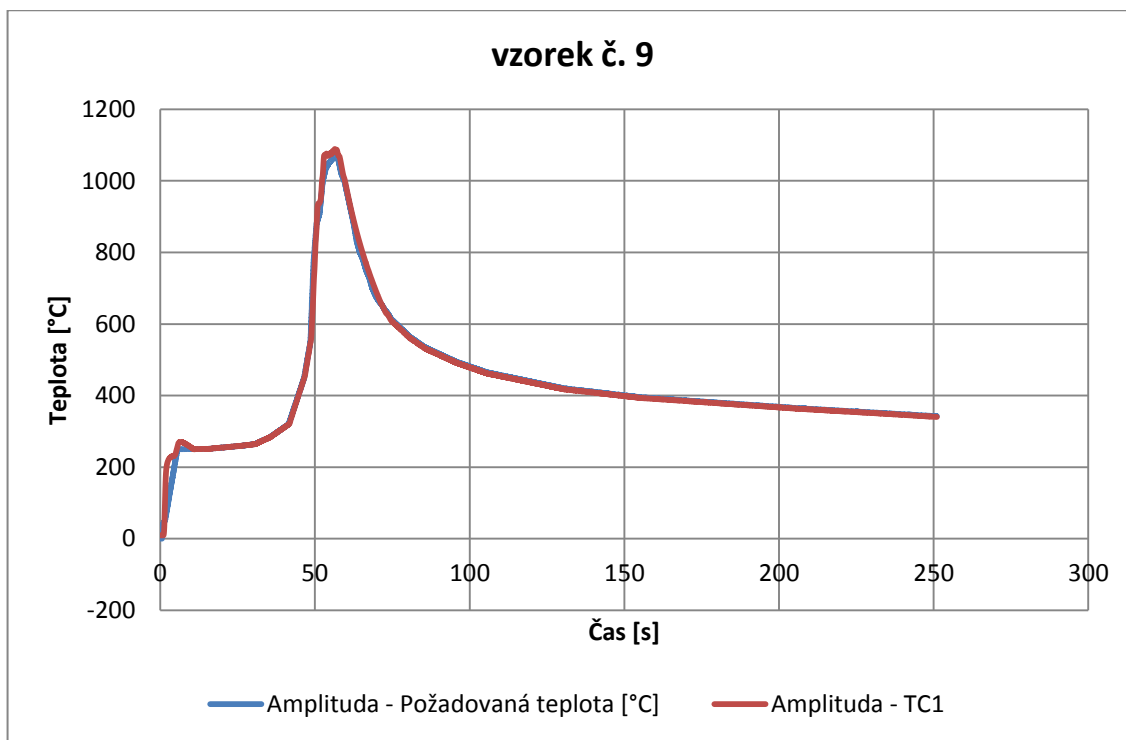
Obr. 34: Vzorek oceli P92 zahřátý ve vakuu na teplotu 1060 °C

MODELOVÁNÍ PÁSMO NORMALIZACE

Maximální teplota namodelovaného teplotního pásma se stanovila na 1060 °C. Z 16 kusů vzorků byly vybrány pro názornost 2 reprezentativní vzorky č. 7 a č. 9. V grafu č. 1 a č. 2 je znázorněn jednak požadovaný průběh teploty stanovený měřením teplotních cyklů při svařování oceli P92 metodou TIG (modrá křivka), jednak nasimulovaný teplotní cyklus svařování na simulátoru (červená křivka). Z grafů je patrná dobrá shoda mezi naměřeným (požadovaným) teplotním cyklem a nasimulovaným teplotním cyklem, křivky se z větší části překrývají.



Graf 1: Průběh požadované teploty vzorku č. 7 s namodelovaným teplotním cyklem



Graf 2: Průběh požadované teploty vzorku č. 9 s namodelovaným teplotním cyklem

8 MĚŘENÍ MECHANICKÝCH VLASTNOSTÍ A MIKROSTRUKTURNÍ ANALÝZA

V této kapitole je proveden mikrostrukturní rozbor simulovaného pásma tepelně ovlivněné oblasti – pásma normalizace oceli P92. Bylo zkoumáno celkem 16 vzorků po tepelné simulaci tepelně ovlivněné oblasti.

Vzorky byly podrobeny mechanickým zkouškám. Pro jednotlivé režimy tepelného zpracování byl vždy 1 vzorek vybrán pro ověření tvrdosti a mikrostruktury a 3 vzorky pro ověření vrubové houževnatosti. Parametry tepelného zpracování a rozdělení vzorků pro mechanické zkoušky znázorňuje tabulka č. 6.

Tab. 6: Rozdělení vzorků pro tepelné zpracování a mechanické zkoušky

Teplota tepel. zpracování / čas výdrže	Číslo vzorku pro zkoušku tvrdosti HV30 a mikrostruktur. analýzu	Číslo vzorku pro zk. vrub. houž. KCV a KV při 20°C
bez tepel. zprac.	1	2, 3, 4
750-760°C/1h	5	6, 7, 8
750-760°C/3h	9	10, 11, 12
750°-760C/4h	14	13, 15, 16

8.1 VÝSLEDKY ZKOUŠKY VRUBOVÉ HOUŽEVNATOSTI

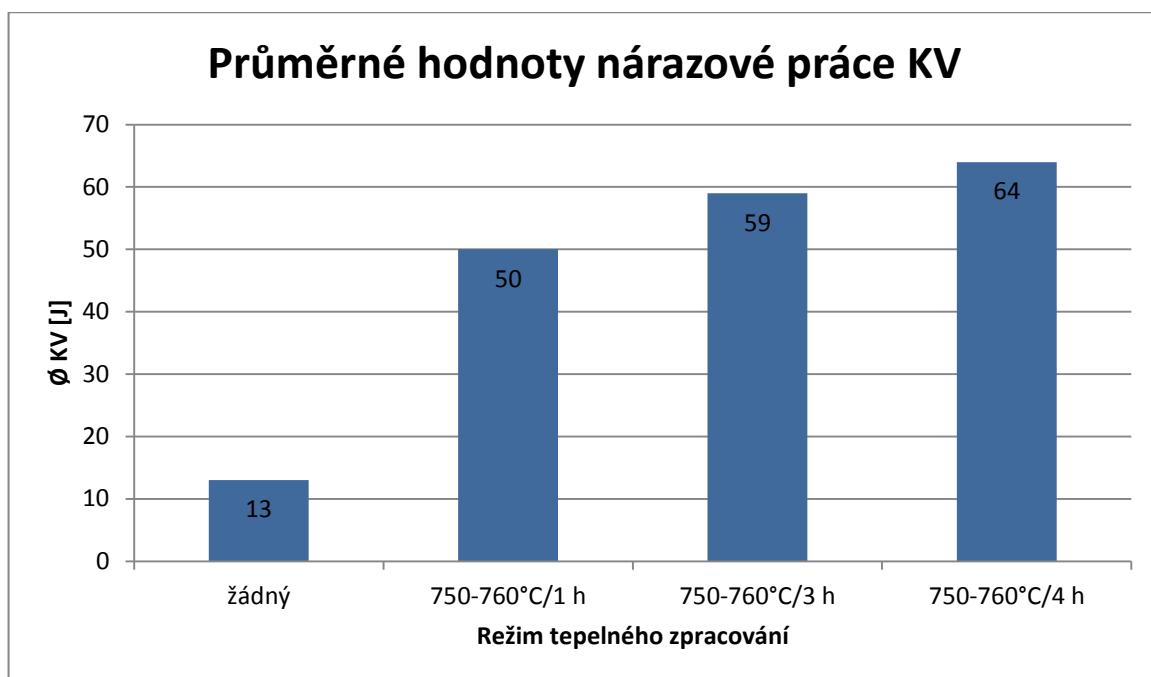
Hodnocení velikosti nárazové práce bylo provedeno vždy na třech vzorcích se stejným tepelným zpracováním. V souladu s materiálovým listem oceli P92 [86] byly zkoušky prováděny při laboratorní teplotě. Výsledky jsou shrnuty v tab. 7 a v grafu č. 3 a č. 4.

Tab. 7: Výsledky zkoušek KV vzorků z oceli P92

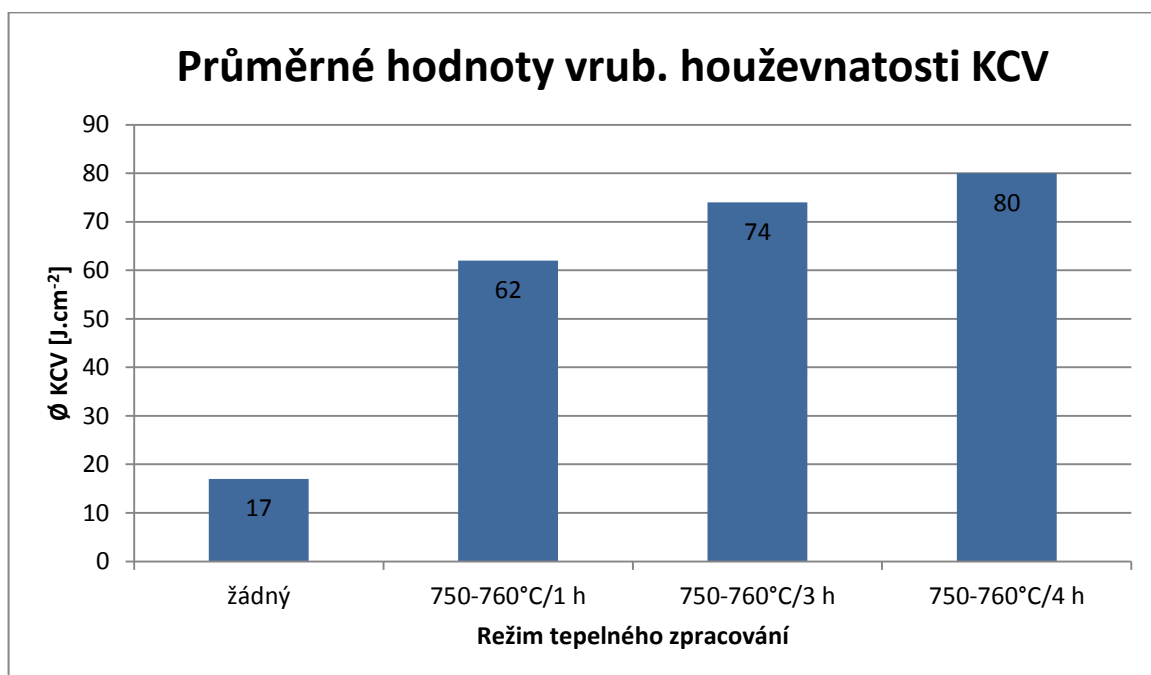
Vzorek	Režim TZ	KV	Ø KV	KCV	Ø KCV
		J	J	J.cm ⁻²	J.cm ⁻²
2	žádný	7	13	9	17
3		15		19	
4		18		23	
6	750-760°C/1 h	52	50	65	62
7		45		56	
8		53		66	
10	750-760°C/3 h	59	59	74	74
11		64		80	
12		55		69	
13	750-760°C/4 h	58	64	73	80
15		56		70	
16		78		98	

Materiálový list specifikuje velikost nárazové práce při teplotě 20 °C v podélném směru ve výši 27 J. Tomuto požadavku vyhovují pouze vzorky s kompletním režimem tepelného zpracování (tj. simulace teplotního cyklu svařování a následné popouštění). Nepřípustně nízké jsou však hodnoty nárazové práce na vzorcích č. 2, 3 a 4, u kterých nebylo

aplikováno popouštění při 750-760°C, byl na nich simulován pouze teplotní cyklus svařování, odpovídající pásmu normalizace TOO.



Graf 3: Srovnání průměrných hodnot nárazové práce podle režimu tepelného zpracování



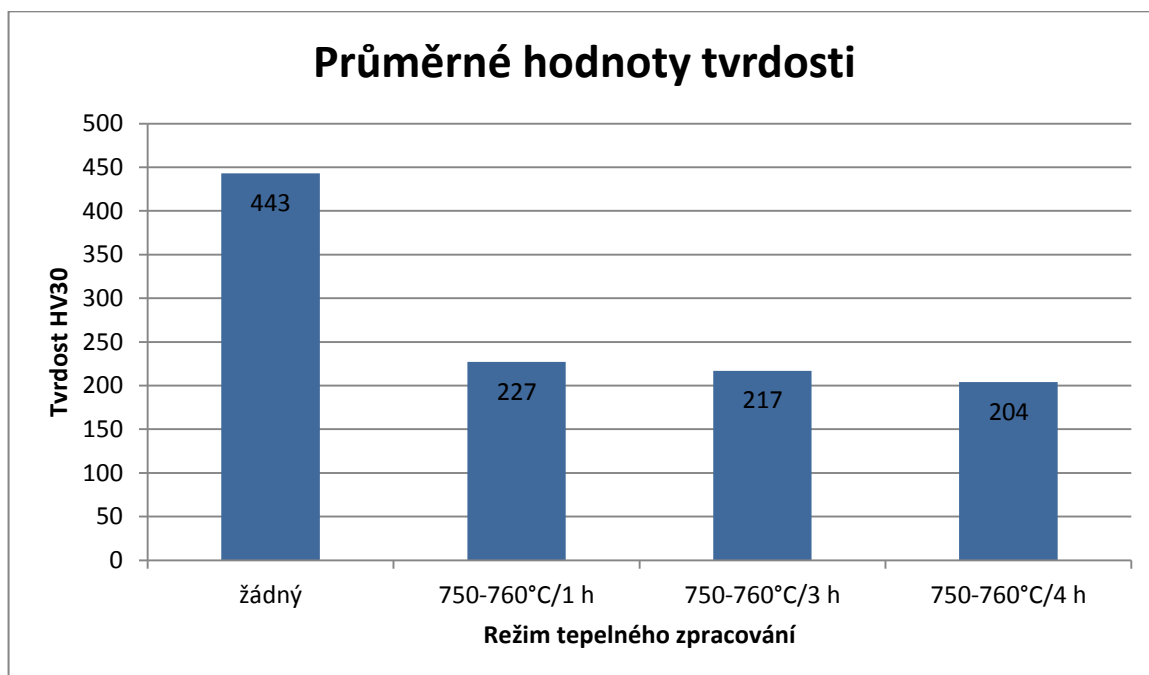
Graf 4: Srovnání průměrných hodnot vrubové houževnatosti podle režimu tepelného zpracování

8.2 VÝSLEDKY ZKOUŠEK TVRDOSTI

Na vzorcích č. 1, 5, 9 a 14 bylo namátkově provedeno 5 vpichů v oblasti, která byla určena jako oblast s tepelným ovlivněním simulovaným svařovacím cyklem. Při měření tvrdosti bylo použito metody podle Vickerse se zatěžující silou 30 kp (HV30) a výsledky jednotlivých vpichů včetně jejich průměrných hodnot pro jednotlivé vzorky jsou ukázány v tabulce č. 8. V podobě grafického srovnání vlivu jednotlivých režimů tepelného zpracování na tvrdost jsou pak tyto výsledky ukázány v grafu č. 5.

Tab. 8: Výsledky měření tvrdosti HV30 pro různé režimy tepelného zpracování

Vzorek	Režim TZ	Tvrdost HV30					
		1	2	3	4	5	Ø
1	žádný	431	464	441	446	431	443
5	750-760°C/1 h	227	228	224	229	227	227
9	750-760°C/3 h	209	218	214	219	224	217
14	750-760°C/4 h	201	195	204	213	208	204



Graf 5: Srovnání průměrných hodnot tvrdosti podle režimu tepelného zpracování

Z výsledků měření tvrdosti vyplývá, že aplikace popouštění sníží původní tvrdost z úrovně okolo 450 HV30 na hodnoty 200 až 230 HV30, přičemž v souladu s očekáváním i předpokládanými fyzikálně-metalurgickými pochody klesá tvrdost s rostoucí dobou popouštění, třebaže tento pokles je pouze velice mírný.

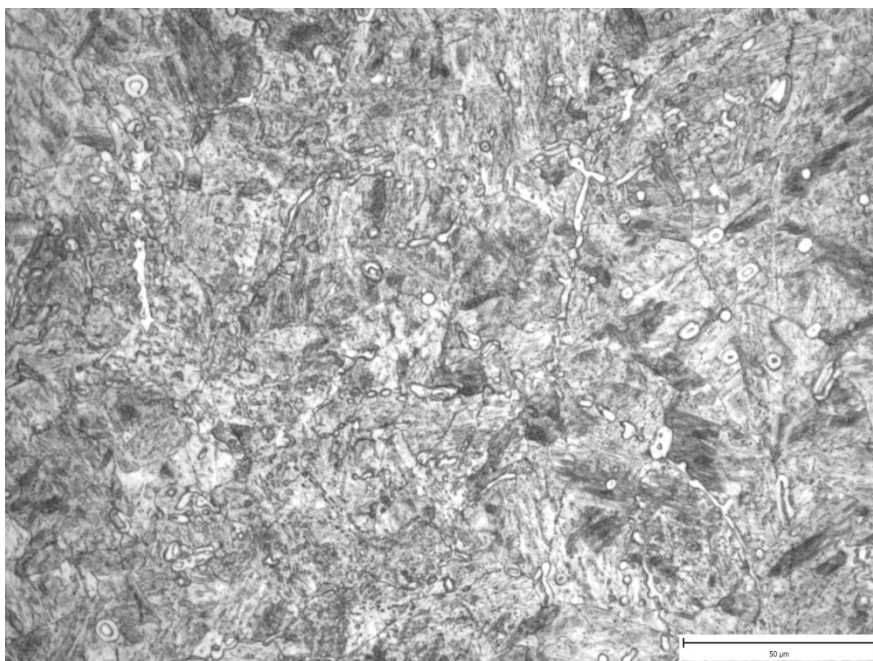
8.3 MIKROSTRUKTURNÍ ANALÝZA

Pro doplnění informací o vlivu simulačního modelového tepelného zpracování na vlastnosti oceli P92, resp. jejich svarových spojů byla na vzorcích č. 1, 5, 9 a 14, na kterých byla změřena tvrdost rovněž analyzována mikrostruktura, a to na výbrusu orientovaném kolmo na dlouhou osu vzorku, tedy v axiálním směru původního vzorku.

Příslušná fotodokumentace je uvedena pro každou variantu TZ při dvou zvětšeních 500x a 1000x na následujících obrázcích.

Mikrostruktura všech studovaných vzorků byla leptána v leptadle pro chromové oceli.

Základní mikrostruktura vzorku č. 1 ve stavu po simulaci teplotního cyklu bez popouštění je uvedena na obr. 35 a 36. Jedná se o martenzitickou strukturu s výrazným podílem drobných, zpravidla globulárních, případně protáhlých útvarů pravděpodobně δ -feritu. V těchto útvarech byl lokálně zaznamenán odlišný kontrast, pravděpodobně se jedná o nerozpuštěné částice karbidů, kolem kterých vznikl δ -ferit. Po hranicích původních austenitických zrn byl lokálně pozorován precipitát.



Obr. 35: Vzorek č. 1, zvětšeno 500x

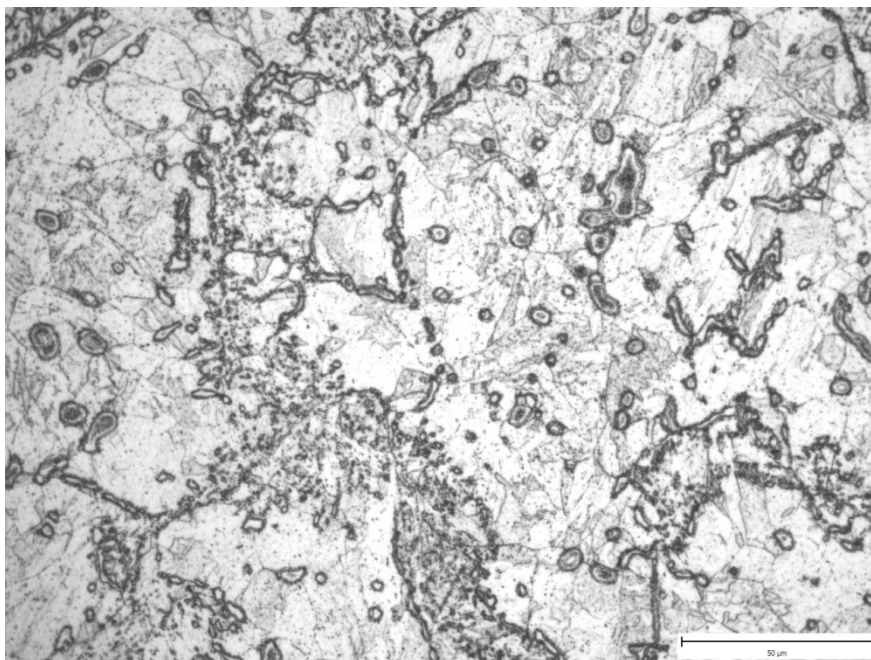
[měřítko 50 μm]



Obr. 36: Vzorek č. 1, zvětšeno 1000x

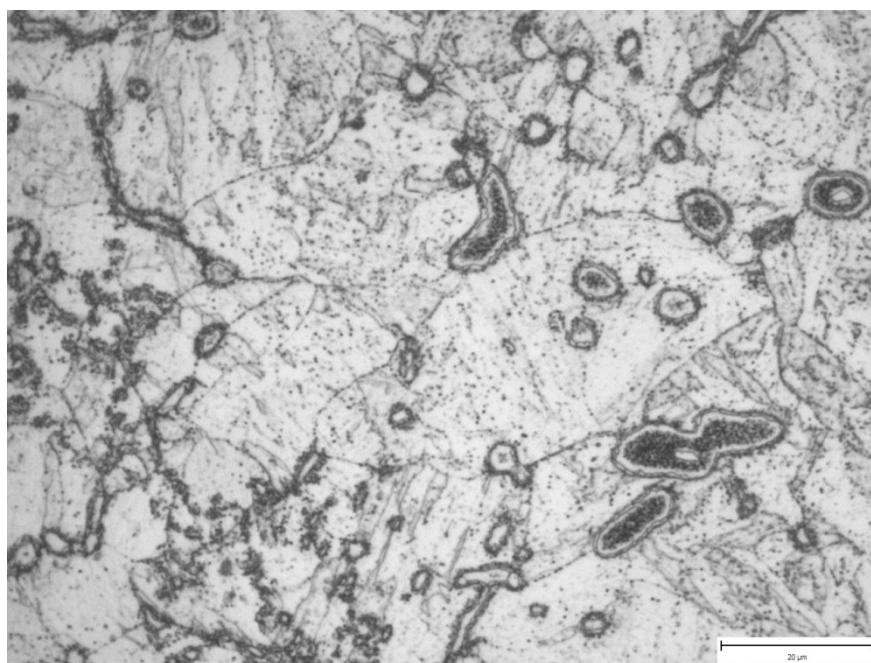
[měřítko 20 μm]

Mikrostruktura vzorku č. 5 byla popuštěná, původně zřejmě martenzitická s velkým množstvím útvarů proměnlivého tvaru a velikosti, často se nacházely podél hranic původních γ -zrn, obr. 37 a 38. Jedná se pravděpodobně o útvary δ -feritu, místy byl uvnitř těchto útvarů pozorován precipitát, lokálně částice karbidů. Rozhraní δ -ferit/ martenzit bylo lemováno precipitátem. Precipitát byl v martenzitické matici vyloučen jak poměrně rovnoměrně, tak lokálně ve formě nerovnoměrných shluků.



Obr. 37: Vzorek č. 5, zvětšeno 500x

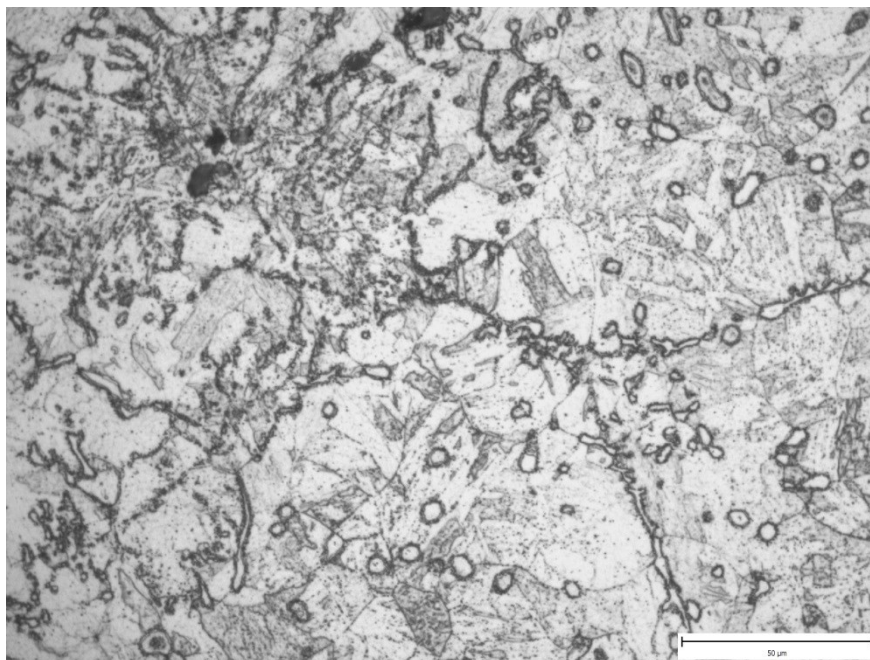
[měřítko 50 μm]



Obr. 38: Vzorek č. 5, zvětšeno 1000x

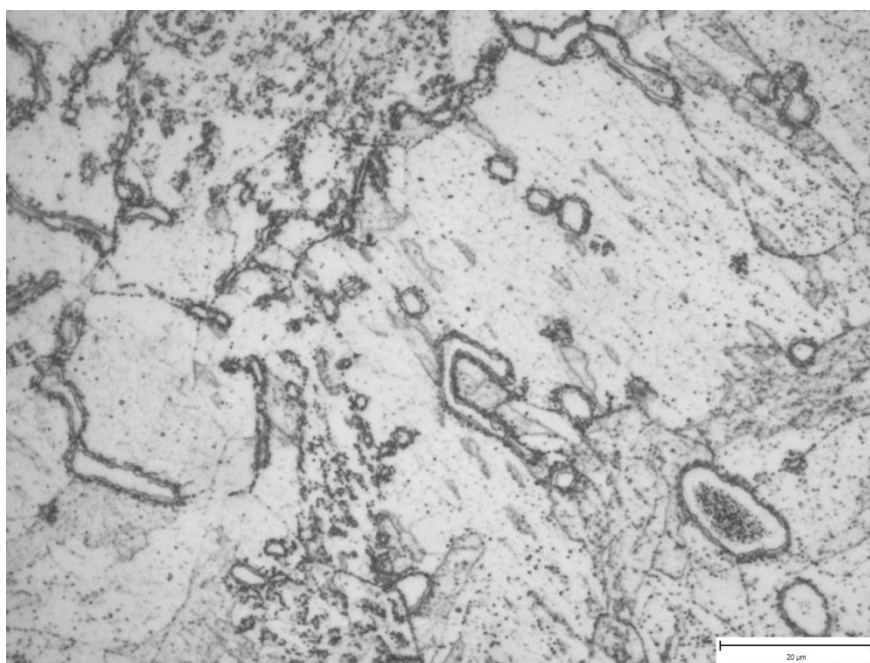
[měřítko 20 μm]

Obrázky č. 39 až 42 dokumentují mikrostrukturu vzorků s tří a čtyř hodinovou prodlevou při popouštění. Mikrostruktura byla v zásadě kvalitativně shodná, základná, popuštěná. Se vzrůstající prodlevou při popouštění se jevila více rozpadlá. Útvary δ -feritu se svým tvarem a vyloučením neodlišovaly od předchozího vzorku s hodinovou prodlevou, s výjimkou vzorku č. 14, kde v útvarech δ -feritu byl jemný precipitát zaznamenán v menší míře. Rozhraní δ -ferit/martenzit bylo lemováno karbidickými částicemi.



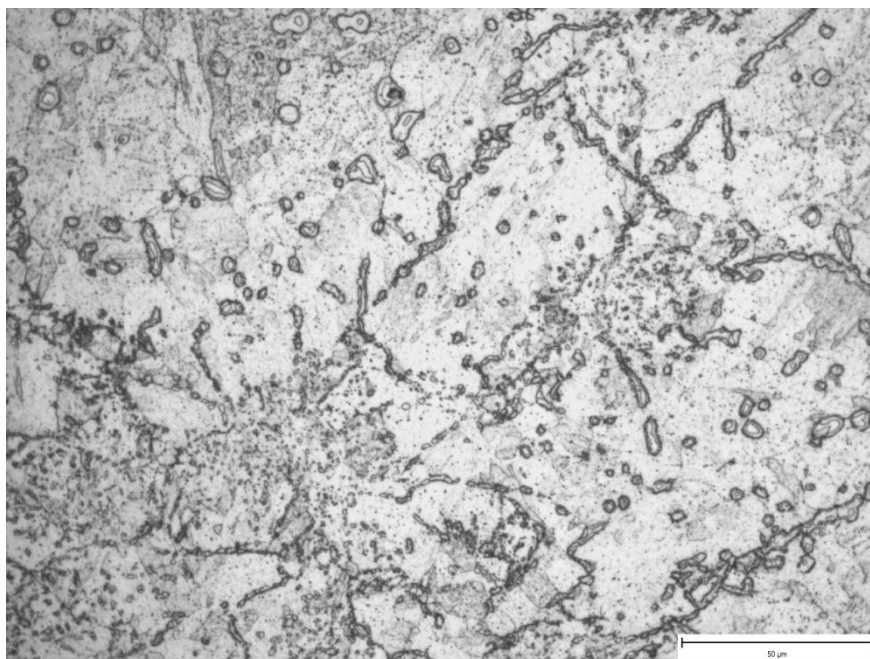
Obr. 39: Vzorek č. 9, zvětšeno 500x

[měřítko 50 μm]



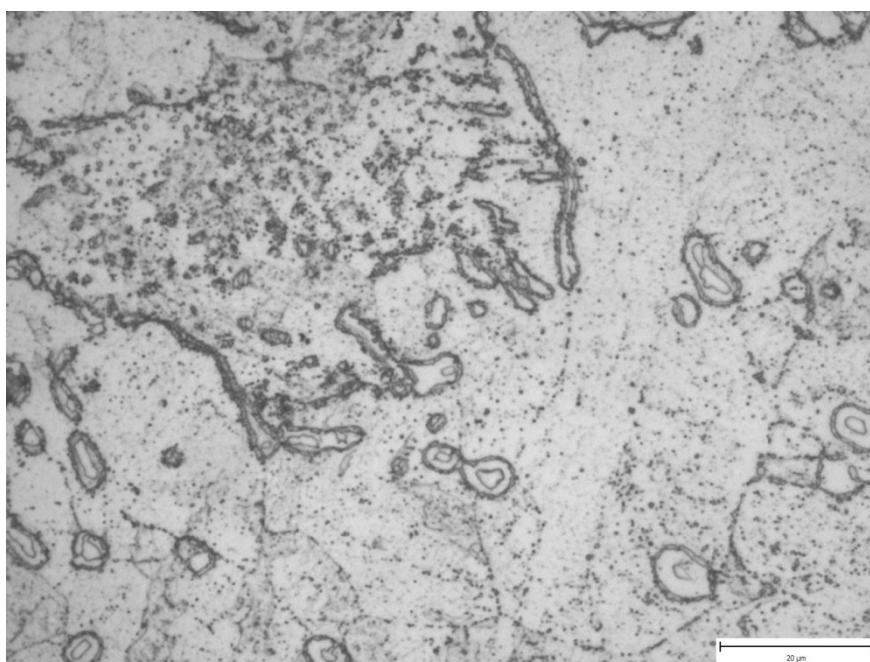
Obr. 40: Vzorek č. 9, zvětšeno 1000x

[měřítko 20 μm]



Obr. 41: Vzorek č. 14, zvětšeno 500x

[měřítko 50 μm]



Obr. 42: Vzorek č. 14, zvětšeno 1000x

[měřítko 20 μm]

Nejvýraznějším rysem všech hodnocených vzorků je atypické síťové částice δ -feritu, který je vyloučený zejména po hranicích původních austenitických zrn, ale uvnitř kterého se nachází částice karbidů. To celkem jednoznačně vypovídá o tom, že použitý teplotní cyklus, resp. doba austenitizace na teplotě 1060°C zdaleka nestačí k tomu, aby se

rozpustily karbidy, na těchto hranicích přítomné. Při následném ochlazování pak využívá vznikající δ -ferit zvýšené koncentrace feritotvorných prvků, zejména pak chromu a molybdenu k přednostní nukleaci, a to v bezprostředním okolí těchto částic.

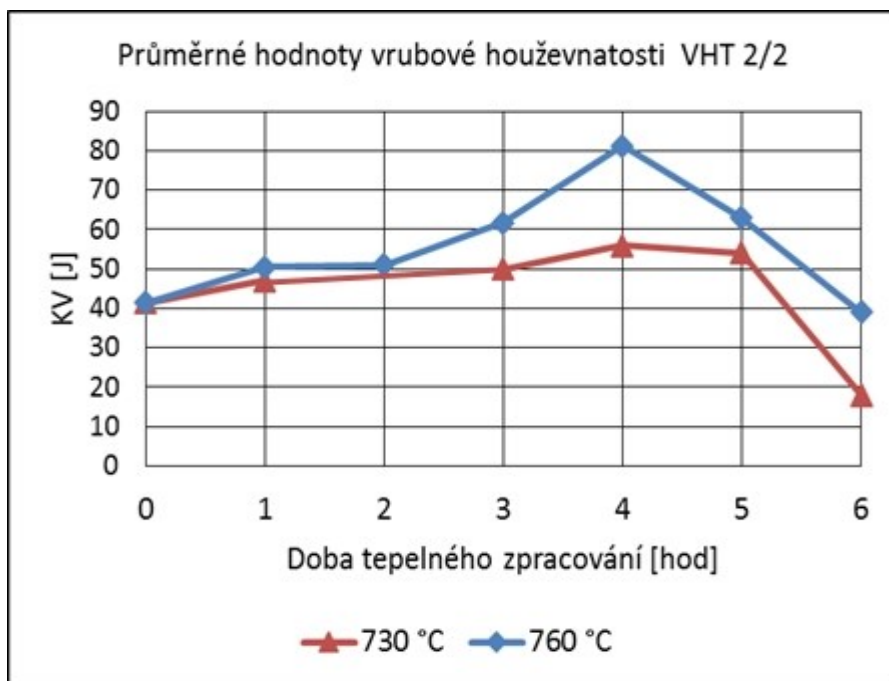
9 DISKUSE DOSAŽENÝCH VÝSLEDKŮ

Výsledky z měření tvrdosti, vrubové houževnatosti a mikrostrukturní analýzy, u kterých byl namodelován teplotní cyklus simulující oblast normalizace TOO včetně následujícího popouštění ukázaly, že stav bez popouštění nevyhovuje pro velmi nízkou úroveň nárazové práce a vysokou tvrdost. Samotný rozsah popouštění, resp. prodlužování doby z 1 na 4 hodiny, má na změnu tvrdosti malý vliv, tvrdost klesá z cca 230 HV 30 na asi 205 HV 30, ale jeví se dost významný pro nárůst hodnot nárazové práce, resp. vrubové houževnatosti.

Zajímavé je srovnání dosažených výsledků s výsledky mechanických vlastností na reálných svarových spojích oceli P92.

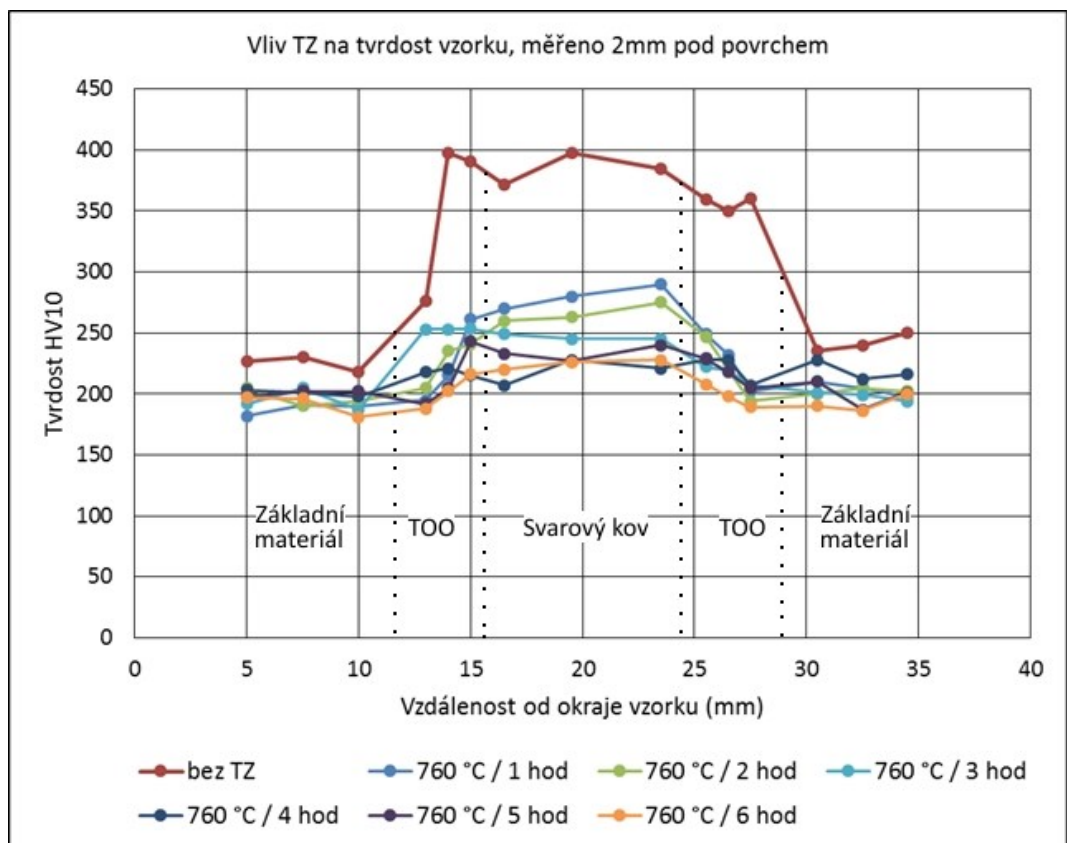
V práci [87] byl zkoumán vliv tepelného zpracování na mechanické vlastnosti svarových spojů oceli P92, svařených metodou TIG. Svarové spoje byly svařovány s přehřevem 200 °C. Mezihousesnková teplota (Interpass) byla omezena na max. 300 °C. Po procesu svařování byl pro snížení vnitřního pnutí a umožnění difúze vodíku aplikován dohřev při 250 °C po dobu 2 hodin. Tepelné zpracování po svaření (PWHT) bylo provedeno při teplotách 730 a 760°C s proměnlivou dobou výdrže v rozmezí 1 až 6 hodin [87].

Hodnoty nárazové práce naměřené v tepelně ovlivněné oblasti jsou uvedeny na obr. 43. Nejvyšších hodnot nárazové práce bylo dosaženo při popouštění po dobu čtyř hodin. Prodloužení doby žíhání již znamená pokles hodnot nárazové práce [87].



Obr. 43: Srovnání průměrných hodnot nárazové práce zkušebních tyčí s vrubem umístěným v TOO (VHT 2/2) [87]

Na obr. 44 je uvedeno srovnání průběhů tvrdosti napříč svarovým spojem v podpovrchové oblasti v závislosti na době popouštění. Z diagramu je zřejmé, že v případě nepopuštěného svaru dosahuje tvrdost v tepelně ovlivněné oblasti i ve svarovém kovu nepřijatelných hodnot (cca 400 HV10) [87].



Obr. 44: Srovnání naměřených hodnot tvrdosti HV10 ve svarových spojích 2 mm pod povrchem [87]

Tabulka 9 nabízí srovnání dosažených výsledků ze simulátoru teplotních cyklů (s popouštěním při teplotě 750-760°C) s výsledky reálného svaru při teplotě popouštění 760°C.

Tab. 9: Srovnání výsledků ze simulátoru teplotních cyklů s výsledky reálného svaru

Teplota tepl. zpracování / čas výdrže	Tvrdost		Teplota tepl. zpracování / čas výdrže	KV	
	simulátor	Reálný svar		simulátor	Reálný svar
bez tepl. zprac.	443	400	bez tepl. zprac.	13	41
750-760°C/1h	227	260	750-760°C/1h	50	50
750-760°C/3h	217	250	750-760°C/3h	59	62
750-760°C/4h	204	220	750-760°C/4h	64	81

Hodnoty tvrdosti a vrubové houževnatosti reálných svarů korespondují s hodnotami získanými s využitím teplotního simulátoru. Tato metodika experimentu tedy přináší relevantní výsledky, které se navíc vyznačují vysokou přesností a vysokou mírou opakovatelnosti.

ZÁVĚR

Požadavek na zvyšování účinnosti elektráren úzce souvisí s nutností používat progresivní materiály, na které jsou kladeny stále vyšší požadavky, neboť eventuální selhání některého z dílů tlakového celku energetického zařízení by mohlo mít fatální následky. Aby se nehodám předcházelo, věnuje se zvýšená pozornost jak metalurgické kvalitě vstupního materiálu, kontrole jeho výchozích vlastností, pevnostním výpočtům jednotlivých dílů a v neposlední řadě procesu svařování jako hlavnímu způsobu montáže tlakového systému. V popředí zájmu je proto výzkum oceli P92 [88]. V případě provozní teploty 600 °C (teplota a přetlak odpovídají parametrům parovodů pro nový blok elektrárny Ledvice) a dobu provozu 10^5 h je časová pevnost oceli P92 okolo 110 MPa a pro $2 \cdot 10^5$ h okolo 90 MPa. Studie [77] ukazuje, že potenciál mechanických vlastností pro tuto ocel je vyčerpán při použití na parovody bloků o nadkritických parametrech budovaných v současnosti. Pro bloky plánované v dalších dekádách s teplotou páry nad 650 °C bude již nutné hledat jiné materiály [77].

Svarový spoj představuje ve svařované konstrukci vždy místo, kde dochází k degradaci mechanických vlastností a žáropevnosti materiálů. Degradace je způsobena rozdíly v chemickém složení základního materiálu a svarového kovu, lící strukturou svarového kovu, mikrodefekty ve svarovém kovu a teplotními cykly při svařování, kterým je vystaven svarový kov a tepelně ovlivněná oblast (TOO) svarového spoje. Teplotní cykly jsou příčinou změn mikrostruktury a disperze sekundárních fází a tím i změn mechanických vlastností a žáropevnosti. Vlastnosti jednotlivých pásem TOO svarových spojů nelze s ohledem na jejich malé rozměry studovat klasickými metodami, ale pouze pomocí modelovací techniky s využitím simulátoru teplotních cyklů [14].

V této práci jsou uvedeny výsledky mechanických vlastností pásma normalizace TOO simulovaného svarového spoje oceli P92 s rozdílným tepelným zpracováním. Výsledky jsou konfrontovány s mechanickými vlastnostmi reálných spojů svařených metodou TIG. Simulace metody TIG byla zvolena proto, že patří mezi nejpoužívanější metody při výrobě a montáži energetických zařízení. Provedený experiment potvrdil využitelnost simulátoru teplotního cyklu pro studium mikrostruktury jednotlivých pásem TOO.

Tato práce je příspěvkem k řešení problematiky svařitelnosti a následného tepelného zpracování oceli P92. Poskytuje materiálově podložené informace pro použití oceli P92 v energetice a výběr režimu tepelného zpracování svarových spojů. Přispívá tak ke zvýšení životnosti a spolehlivosti energetických zařízení.

PODĚKOVÁNÍ

Děkuji vedoucímu diplomové práce doc. Ing. Petru Mohylovi, Ph.D. za vedení, konzultace, cenné rady a připomínky při vypracování mé diplomové práce.

SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY

- [1] SZTEFEK, R. *Svařitelnost a vlastnosti svarových spojů oceli T24 (7CrMoVTiB10-10, I.7378)*. 1. vyd. Ostrava: VŠB – Technická univerzita Ostrava, 2014, 56 s. ISBN 978-80-248-3455-9.
- [2] MOHYLA, P., *Studium vlastností svarových spojů žárovevných ocelí T23 a T24*. VŠB – Technická univerzita Ostrava, Fakulta strojní, Katedra mechanické technologie. 2014, 47 s. ISBN 978-80-248-3385-9
- [3] KOUKAL, J., SCHWARZ, D., SONDEL, M. Základní informace o svařování vybraných materiálů pro energetiku. In *Sborník přednášek konference PROMATTEN 2009, Vidly, 26-27.11.2009*. Ostrava: Flash Steel, a.s., 2009, s. 11-25.
- [4] KUBOŇ, Z. Chrommolybdenovanadové oceli pro USC bloky. In *Sborník přednášek konference PROMATTEN 2009, Vidly, 26-27.11.2009*. Ostrava: Flash Steel, a.s., 2009, s. 3-9.
- [5] ALEXANDER, D J., MAZIASZ, P. J., BRINKMAN, C. R.. In: Proc. of the 1st Int. Symposium on Microstructure and Mechanical Properties of Aging Materials, Eds. P. Liaws, et al., The Minerals, Metals and Material Society, Warrendale 1993, s. 343
- [6] PICKERING, F. B. In: Proc. Microstructural Stability of Creep Resistant Alloys for High Temperature Applications, Eds. A. Strang, et al., IOM, London, 1997, s. 1
- [7] ČSN 41 7119 Ocel 17 119, účinnost od 1. 12. 1992
- [8] EN 10 216 Seamless steel tubes for pressure purposes – Technical delivery conditions – Part 2: Nonalloy and alloy steel tubes with specified elevated temperature properties, 2002
- [9] EN 10028-2: Specification for flat products made of steels for pressure purposes. Non-alloy and alloy steels with specified elevated temperature properties, 2003
- [10] ASTM-A213: Seamless Ferritic & Austnetic Alloy Steel Boiler Superheater and Heat Exchanger Tubes
- [11] A335/A335M: Standard Specification for Seamless Ferritic Alloy-Steel Pipe for High-Temperature Service
- [12] VISWANATHAN, R., HENRY, J. F., TANZOSH, J., STANKO, G., SHINGLEDECKER, J. Creep and Fracture in High Temperature Components -Design and

High Life Assessment Issues, In: ECCC Creep Conference, Eds. I. A. Shibli, S. R. Holdsworth, G. Merckling, London, September 2005, London, UK, s. 59

[13] HIKADA, K., et al. Development of 12 Cr Steel for USC 650 °C Steem Turbine Rotors in Proc.of the 5th conf.Materials for advanced Power Engineering. Weld in Liege, Belgia, October 1994, Part I, s. 281-290.

[14] KOUKAL, J., et al. *Svařitelnost a vlastnosti svarových spojů 9% Cr modifikovaných žárupevných ocelí*. 1. vyd. Ostrava: VŠB-Technická univerzita Ostrava, 2011. 92 s. ISBN 978-80-248-2474-1.

[15] FOLDYNA, V., KUBOŇ, Z., JAKOBOVÁ, A., VODÁREK, V. Mikrostrukturní stabilita modifikovaných 9-12% Cr ocelí. Steel Research 66, 1995, No 0, s. 389-393.

[16] KARLSSON, L. NORDEN, H. Acta metallurgica mater, 1998, s. 13-21.

[17] HÄTTESTRAND, M., SCHWIND, M., ANDREN, H. O. Materials Science, Eng. 1998, s. 250

[18] GROBNER, P. J., HAGEL, W. C., Metallurgical transactions A. vol. 11, April 1980, s. 633-641.

[19] JAKOBOVÁ, A. et al. Proc of VIth International Symposium on Creep resistant Metallic Materials, Kostelec, 1981

[20] HALD, J. Metallurgy and creep properties of new 9-12% Cr steels. Steel Research 67, No 9, 1996

[21] TAHALA, T., SAKURAI, H., HORIMOTO, H. Development of welding consumables for 9 Cr – 1,8 W steel designed for USC boiler tubes and pipes. Materials for Advanced power engineering, Part I, 1994, s. 395-404.

[22] BRZIAK, P. *Štúdium vplyvu parametrov tepelného zpracovania a technologie zvárania na vybrané mechanické a strukturné vlastnosti 9Cr1Mo ocelí*. Dizertačná práca, STU Trnava, 1999

[23] VODÁREK, V., KUBOŇ, Z., FOLDYNA, V. Hutnické listy č. 4, 1998, s. 31-38.

[24] FOLDYNA, V., KUBOŇ, Z. Materials Engineering in Turbines and Components, Newcastleupon Tyne, 1995, s. 373.

[25] FOLDYNA, V., JAKOBOVÁ, A., VODÁREK, V. Chromium Modified Steels-Metallurgical Understanding. Proc. Materials for Advanced Power Engineering, Liege, 1994, s. 453.

- [26] FOLDYNA, V., KUBOŇ, Z., VODÁREK, V. Long Term Creep resistance and Microstructural Stability of Ferritic Heat-Resistant Steels. Proc. Workshop ULTRA STEEL 2001, January 2001, Tsukuba, Japan
- [27] STRANG, A., VODÁREK, V. Proc. Microstructural Development and Stability in High Chromium Ferritic Power Plant Steels, Cambridge University, 1995
- [28] FOLDYNA, V., PURMENSKÝ, J., KUBOŇ, Z. Development of low-alloy 9 to 10% Cr Steel. Proc of Int. conf. compas, 1999, s. 187
- [29] GNIRS, G. Present situation of the use of P91 in german power stations. IIW Doc. XI-617/94
- [30] VODÁREK, V., JAKOBOVÁ, A., FOLDYNA, V. In *Sborník progresivní materiály pro energetické a chemické strojírenství*, 1999, s. III 19-III 23.
- [31] KUBOŇ, Z., FOLDYNA, V. The effect of Nb, V, N and Al on the creep rupture strength of 9-12% Cr steel. Steel Research 66, 1995, No 0, s. 389-393.
- [32] KIM, H. D., KIM, I. S. Effect of austenitizing temperature on microstructure and mechanical properties of 12% Cr steel. ISIJ International, Vol.40, 1994, No 2, s. 198-204.
- [33] TURKDOAN, E. T. Fundamentals of Steelmaking. University Press, Cambridge, 1996.
- [34] WILCOX, R. C., CHIN, B. A. Journal of Nuclear Materials, 1984, s. 122-123.
- [35] HOSOI, Y., et al. Precipitation behaviour of Laves phase and its effect on toughness of 9 Cr – 2 Mo ferritic martensitic steel. Journal of Nuclear Materials, 1986, s. 461-467.
- [36] JAKOBOVÁ, A., PURMENSKÝ, J., FOLDYNA, V. Vlastnosti výrobků z oceli P91 vyráběných v a. s. Vítkovice. In *Sborník Progresivní materiály pro energetické a chemické strojírenství*, 1993, Soláň
- [37] JAKOBOVÁ, A., Vývoj technologie výroby ocele a výkovků z nových typů modifikovaných C ocelí, 1991, Vítkovice
- [38] PECHA, J., a kol., Skúsenosti so zváraním ocele P23. In *Sborník odborného semináře Nové materiály, technologie a zařízení pro svařování*. 19.–21.9.2007, Ostravice. Ostrava: VŠB – TU Ostrava, 2007, s. 125 – 135. ISBN 978-80-248-1573-2

- [39] CHEN Q., SCHEFFKNECHT G., Boiler design and materials aspects for advanced steam power plants. In *Proceedings of COST Programme part II: Materials for Advanced Power Engineering 2002*, Vol. 21, ISBN 3-89336-312-2
- [40] FOLDYNA, V. a kol., Development of Advanced Creep Resistant Ferritic Steels and their Weldability. In *Sborník konference Progresívne kovové materiály a ich spájanie*, 25.-27.10.2004, Bratislava
- [41] Thyssen Schweisstechnik – Přídavné materiály pro stavbu elektráren, firemní propagační materiál, 2006
- [42] LUNDIN, L., High resolution microanalysis of creep resistant (9÷12)% chromium steels. PhD. Thesis, Goteborg, 1995
- [43] JONŠTA, Z. et al., *Žárovečné oceli a slitiny*. Žilina. ZUSI, 2002, 389 s., ISBN 80-968605-6-9
- [44] SPIRADEK, HAHN, K., NOWAKOVSKI, P., ZEILER, Boron added 9%Cr steels for forget components in advanced power plants. In *Proc. of the 3rd EPRI Konference on advanced in materials technology for fossil power plants*. IOM Swansea, 2001, p. 165
- [45] HÄTTERSTRAND, M., ANDREN, H. O., Boron distribution in 9÷12% chromium steels materials Science and Engineering. A270, 1999, p. 33
- [46] ENNIS, P. J., QUADAKKERS, W., J., 9÷12%Cr steels: application limits and potential for further development. Proc. Parsons 2000. In *Advanced materials for 21st century turbines and power plants*. IOM, London 2000, p. 265
- [47] DOBRZANSKI, A., ZIELINSKI, A., SROKA, M., The influence of simultaneous impact of temperature and time on the properties and structure of X10CrWMoVNb9-2 steel. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. 2009, vol. 34
- [48] IGARASI, K., MUNKEI, S., et al., A new koncept for strengthening of advanced ferritic steels for USC power plant. In Proc. Parsons 2000. Advanced materials for 21st century turbines and power plants. IQM, London, 2000, p. 334
- [49] BRŮHL, F., CERJAK, H., SCHWAAB, P., WEBER, H., Steel Research. 62, 1991, No. 2. p. 75-82

- [50] FOLDYNA, V., Creep nízkolegovaných a modifikovaných chromových ocelí. Technické aktuality Vítkovic. č. 1, 1998
- [51] KUBOŇ, Z., FOLDYNA, V., VODÁREK, V., Analysis of strengthening mechanism in 9 to 12 % Cr steels. In Proc. Microstructural stability of creep resistant alloys for high temperature plant applications. IOM, Sheffield, 1998, p. 257
- [52] VODÁREK, V., Fyzikální metalurgie modifikovaných chromových ocelí (9~12) % Cr ocelí. VŠB-TU Ostrava, 2003, 163 s. ISBN 80-248-0329-1
- [53] KUBOŇ, Z., FOLDYNA, V., VODÁREK, V., Optimised chemical composition of 9~12 % Cr steels with respect to maximum creep resistance. In Proc. materials for advanced engineering. Liege, 1998, p. 238
- [54] FOLDYNA, V., JAKOBOVÁ, A., VODÁREK, V., KUBOŇ, Z., Chromium modified steels metallurgical understanging. In Proc. Materials for Advanced power engineering. Liege, 1998, p. 453
- [55] HORNBOGEN, E., BARO, G., Archiv. Einsenhutt, 44, 1973, p. 61
- [56] SAWARAGI, Y., ISEDA, A., OGAWA, K., Proc Int. Conf. Materials for Advanced Power Eng and other Appl. Liege, 1994
- [57] ENNIS, P., J., Creep strengthening mechanism in high chromium steels. In Proc of the 3rd EPRI konference on advances in materials technology for fossil power plants. Swansea, 2001, p. 187
- [58] JAKOBOVÁ, A., a kol., Vliv tepelného zpracování na vlastnosti modifikovaných chromových ocelí. Proc. of 9 th symp. Creep resistant metallic materials, Hradec nad Moravicí, 1996, s. 306-312
- [59] ČADEK, J., KUCHAROVÁ, K., ORLOVÁ, A., Dislokačně dynamické a strukturní aspekty vysokoteplotního creepu kovů a slitin. Academia Praha, č. 5, 1979
- [60] KÖNIG, K., Sborník Langzeitverhalten warmfester Stähle und Hochtemperaturwerkstoffe. Düsseldorf, VDEh 1993, s. 45
- [61] FOLDYNA, V., JAKOBOVÁ, A., ŘÍMAN, R., GEMPERLE, A., Steel research, No 62, 1991, p. 453

- [62] PEARSON, W. B., A handbook of letnice sparing and structures of metals and alloys. Pergamon Press. London, 1958
- [63] SCHWIND, M., HÄTTESTRAND, M., ANDREN, H. O., High resolution microanalysis of ferritic steel HCM12A. In Proc. Microstructural stability of creep resistant alloys for high temperature plant applications. IOM, London, 1958.
- [64] VODÁREK, V., STRANG, A., Effect of nickel on the precipitation processes in the 12CrMoV steels dutiny creep at 550 °C. Skripta Metallurgica et Materialia. 38, 1998, p. 101
- [65] EGgeler, G., The effect of long term creep on particle coarsening in tempered martensite ferritic steels. Acta Metallurgica, 37, 1989, p. 3225
- [66] NAYLOR, D., J., Exploiting high temperature steels. Materials World. February, 1993, p. 109
- [67] EGgeler, G., NILSVANG, N., ILSCHNER, B., Microstructural changes in a 12 % chromium steel dutiny creep. Steel Research. 58, 1987, p. 97
- [68] STRANG, A., VODÁREK, Z., Z-phase formation in a martensitic 12CrMoVNb steel Materials Science and Technology. No 12, 1996, p. 552
- [69] VODÁREK, V., STRANG, A., Microstructural changes in 12CrMoVNb steels during creep at 550 °C. Acta Metallurgica Slovaca. 2000, p. 388
- [70] BRIKMAN, C., R., GIESEKE, B., J., ALEXANDER, D., J., MASIĄSZ, P., J., The influence of long term thermal aging on the microstructure and mechanical properties of modified 9Cr-1Mo steel. In Proc First International Symposium on Microstructure and Mechanical properties of Aging Materials. Metal and Materials Society, 1993, p. 107
- [71] PICKERING, F., B., Historical development and microstructure of high chromium ferritic steels. In Proc. Microstructural stability of creep resistant alloys for high temperature application. IOM, London, 1997, p. 1
- [72] BURŠÍK, J., MERK, N., Quantitative Microstructural Assessment of P91 Ferritic Steel after Long Term Creep at High Temperature. NATO advanced Study Institute. Sesimbra, 1995

- [73] HIPPSLEY, C., A., HAYWORTH, N., P., Materials Science technology. No. 4, 1998, p. 791
- [74] GUILLOU, R., GUTTMAN, M., DUMOULIN, P., Role of molybdenum in phosphorus induced temper embrittlement of 12% Cr martensitic stainless steel. Metal Science, 1980, p. 63
- [75] LUNDIN, L., RICHARDZ, B., Atom-probe study of phosphorus segregation to the carbide/matrix interface in aged 9 % chromium steel. Applied Surface Science, 1995, 87/88, p. 194
- [76] mopoPdf.pdf, In: [online]. [citace 13. 04. 2016]. Dostupné z: <http://www.allforpower.cz/UserFiles/files/2009/mopoPdf.pdf>
- [77] AF POWER agency, a. s., Aplikační omezení žárovevné oceli P92 [online]. [citace 15. 04. 2016]. Dostupné z: <http://www.allforpower.cz/clanek/aplikacni-omezeni-zaropevne-oceli-p92/>
- [78] Vallourec & Mannesmann Tubes.: The T92/P92 Book. [V&M 503 E], Vallourec & Mannesmann Tubes : Düsseldorf, p. 68
- [79] KOUKAL, J., SCHWARZ, D., HAJDÍK, J., *Materiály a jejich svařitelnost*. 1. vyd. Ostrava: VŠB-Technická univerzita Ostrava, 2009. 241 s. ISBN 978-80-248-2025-5.
- [80] KUNCIPÁL, J. a kol., *Nové technologie ve svařování*. Praha, 1984. 292 s.
- [81] KOUKAL, J., SCHWARZ, D., *Závěrečná technická zpráva ke grantovému úkolu GAČR č. 106/01/0556*, Ostrava: VŠB-Technická univerzita Ostrava, 2003. 60 s.
- [82] KOUKAL, J., ZMYDLENÝ, T., *Svařování I.*, Ostrava: VŠB-Technická univerzita, 2005. 136 s. ISBN 80-248-0870-6.
- [83] HRIVŇÁK, I., *Teória zvaritel'nosti. kovov a zliatin*. Bratislava: Veda, vydavateľství Slovenskej akadémie vied, 1989. 343 s. ISBN 80-224-0016-5.
- [84] KUČERA, J., *Teorie svařování*. 1. vyd. Ostrava: VŠB-Technická univerzita Ostrava, 1987. 408 s.

- [85] Beseda, M., *Návrh konstrukčních úprav teplotního simulátoru StudentCar*: bakalářská práce. Ostrava: VŠB – Technická univerzita Ostrava, Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, Katedra materiálů a technologií pro automobily, 2015. Vedoucí práce: Tomčík, P. [online]. [citace 28. 04. 2016]. Dostupné z: <http://hdl.handle.net/10084/109231>
- [86] ČSN EN 10216-2+A2 Bezešvé ocelové trubky pro tlakové nádoby a zařízení - Technické dodací podmínky - Část 2: Trubky z nelegovaných a legovaných ocelí se zaručenými vlastnostmi při zvýšených teplotách. Český normalizační institut. Únor 2008
- [87] MOHYLA, P., HAVELKA, L., VONTOROVÁ, J. Vliv tepelného zpracování na mechanické vlastnosti svarových spojů oceli P92 svařených metodou TIG , *In: sborník Kotle a energetická zařízení 2016, 14.-16.3 Brno*, Moravská energetická, a.s. 2016, ISSN: 1804-6673
- [88] MOHYLA, P., KUBON, Z., CEP, R., SAMARDZIC, I., Evaluation of Creep Properties of Steel P92 and its Welded Joint. *Metalurgija*, vol. 53, No. 2, 2014, ISSN 0543-5846. p. 175-178